

**DIE AUSBREITUNG
VON SPANNUNGSKORROSIONS-RISSEN IN DER
ALUMINIUMLEGIERUNG AlZnMg3**

von

Jürgen Berggreen

Erlangen 1973

**DIE AUSBREITUNG
VON SPANNUNGSKORROSIONS-RISSEN IN DER
ALUMINIUMLEGIERUNG AlZnMg3**

Der Technischen Fakultät
der Universität Erlangen-Nürnberg
zur Erlangung des Grades
DOKTOR - INGENIEUR

vorgelegt
von
Jürgen Berggreen

Erlangen 1973



Als Dissertation genehmigt von der
Technischen Fakultät
der Universität Erlangen-Nürnberg

Tag der Einreichung:	16. Februar 1973
Tag der Promotion:	4. Juni 1973
Dekan:	Prof. Dr. G. Meinardus
Berichterstatter:	Prof. Dr. H. Kaesche
	Prof. Dr. B. Ilschner

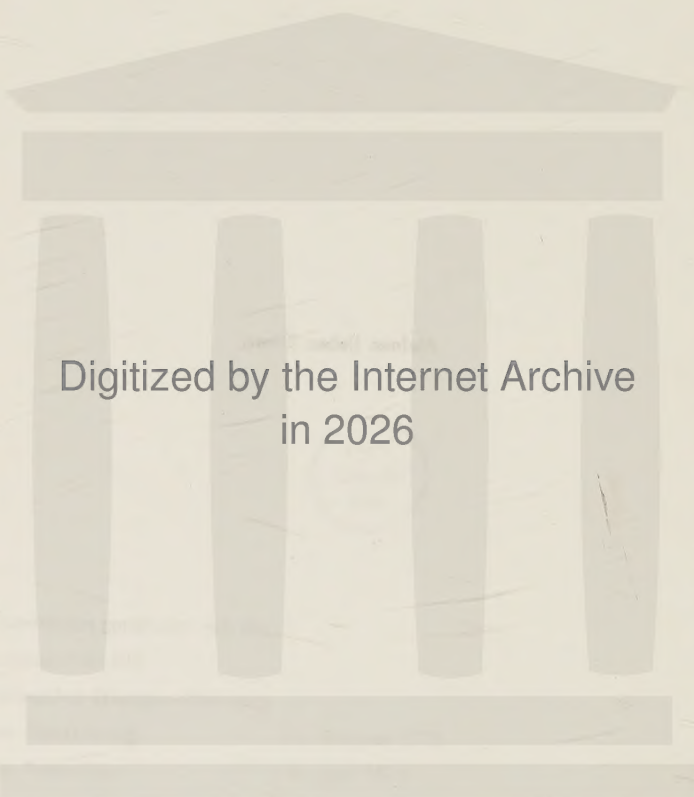
Es ist mir ein großes Vergnügen, Ihnen heute meine herzlichsten Grüsse zu übermitteln. Ich hoffe, Sie sind wohl und gesund. Ich habe Sie sehr vermisst und würde mich sehr freuen, Sie bald wieder zu sehen.

Ich wünsche Ihnen eine erfolgreiche Reise und hoffe, Sie werden viele schöne Momente erleben. Ich werde Sie bald wieder besuchen.

Meinen lieben Eltern

Ich hoffe, Sie sind alle wohl und gesund. Ich habe Sie sehr vermisst und würde mich sehr freuen, Sie bald wieder zu sehen. Ich werde Sie bald wieder besuchen.

Ich wünsche Ihnen eine erfolgreiche Reise und hoffe, Sie werden viele schöne Momente erleben. Ich werde Sie bald wieder besuchen.



Digitized by the Internet Archive
in 2026

https://archive.org/details/IA41546313_0018

Diese Arbeit wurde in der Arbeitsgruppe Korrosion des Max-Planck-Instituts für Metallforschung, Stuttgart, Institut für Metallkunde, im März 1969 begonnen und ab Mai 1971 im Institut für Werkstoffwissenschaften IV (Korrosion und Oberflächentechnik) der Universität Erlangen-Nürnberg fortgesetzt und dort im Februar 1973 abgeschlossen.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Professor Dr. rer. nat. Hans-Jürgen Engell, dem früheren Direktor des Instituts für Metallkunde für die Anregung der Arbeit und die Förderung durch wertvolle Hinweise und Diskussionen.

Herzlich danken möchte ich Herrn Professor Dr. rer. nat. Helmut Kaesche, dem Vorstand des Instituts für Werkstoffwissenschaften IV für die Gelegenheit zur Fortsetzung der Arbeit, die verständnisvolle Betreuung und die wissenschaftliche Beratung bei der Anfertigung dieser Arbeit.

Dank sage ich auch den Mitarbeitern der Institute in Stuttgart und Erlangen für fördernde Diskussionen, dem Forschungsinstitut der Vereinigte Aluminiumwerke AG, Bonn, für die Herstellung des Probenmaterials und der Deutschen Gesellschaft für chemisches Apparatewesen, Frankfurt, für die Bereitstellung der finanziellen Mittel.

Inhaltsverzeichnis

	Seite
1. Einleitung: Anlaß der Arbeit und Vorbemerkungen zu Theorien der Spannungsrißkorrosion	1
1.1 Theorie des Einflusses ausscheidungsfreier Säume	2
1.2 Theorie des Einflusses der Grobgleitung	4
1.3 Theorie des Einflusses der Wasserstoffversprödung	5
2. Verwendete Versuchswerkstoffe und angreifende Elektrolytlösungen	6
2.1 Versuchswerkstoffe	6
2.1.1 Reine AlZnMg3-Legierung	6
2.1.2 Technische AlZnMg3-Legierung	7
2.2 Wärmebehandlung der Proben	7
2.3 Metallkundliche Eigenschaften der Proben	10
2.3.1 Ausscheidungsfreie Säume	10
2.3.2 Korngefüge	13
2.4 Festigkeitseigenschaften	14
2.5 Korrosionsmittel	17
3. Stromdichte-Potential-Kurven	18
4. Messung der Rißausbreitung	23
4.1 Standzeit und Rißausbreitungsgeschwindigkeit	23
4.2 Meßverfahren zur Rißausbreitungsgeschwindigkeit	26
4.3 Beobachtungen beim Rißwachsen	30
4.4 Rißlänge und Dehnung als Funktion der Zeit	39
4.5 Einfluß der Last auf Riß- und Dehnungsgeschwindigkeit	40
4.5.1 Einfluß der Last auf das Rißwachstum	40
4.5.2 Kerbwirkung und Spannungsintensitätsfaktor K	43
4.5.3 Rißgeschwindigkeit als Funktion von K	49
4.5.4 Einfluß der Last auf die Dehnungsgeschwindigkeit	53
4.5.5 Auswirkung von Laständerungen	53
4.6 Einfluß des Elektrodenpotentials auf Riß- und Dehnungsgeschwindigkeit	57

	Seite
4.7 Einfluß der Probendicke auf die Rißgeschwindigkeit	69
4.8 Einfluß der Glühdauer auf die Rißgeschwindigkeit	73
4.9 Einfluß der Auslagerungsdauer auf die Rißgeschwindigkeit	73
4.10 Einfluß einer Vorkorrosion auf die Rißgeschwindigkeit	79
4.11 Rißgeschwindigkeit in technischer AlZnMg3-Legierung	82
5. Fraktographische Untersuchungen	84
5.1 Untersuchung der Bruchflächen	84
5.2 Ausbildung der Rißfront	92
6. Diskussion	93
6.1 Anrißbildung	97
6.2 Elektrolytische Wasserstoffentwicklung	99
6.3 Diffusion des Wasserstoffs	101
6.4 Wirkung des Wasserstoffs	102
6.5 Detaillierte Deutung der Versuchsergebnisse	105
6.5.1 Einfluß der Spannungsverteilung	105
6.5.2 Einfluß des Elektrodenpotentials	110
6.5.3 Einfluß des Auslagerungszustandes	111
7. Zusammenfassung	114
Anhang	
A. Elektronenmikroskopische Durchstrahlungsaufnahmen	115
B. Festigkeitsprüfung	115
C. Stromdichte-Potential-Kurven	116
D. SRK-Versuchsapparatur	117
D.1 Probe	117
D.2 Zelle	119
D.3 Meßgeräte	122
D.4 Mikroskop	124
E. Abschätzung der Rißgeschwindigkeit durch Metallauflösung	125
F. Abschätzung des Konzentrationsausgleichs im Rißelektrolyten nach dem Umpolarisieren	127
Schrifttum	128

1. Einleitung: Anlaß der Arbeit und Vorbemerkungen

zu Theorien der Spannungsrißkorrosion

Aluminium und seine Legierungen werden wegen ihres geringen spezifischen Gewichtes – es beträgt nur ein Drittel desjenigen von Eisen – in steigendem Maße als Baumaterial verwendet. Bei einigen der Legierungen läßt sich nach einer geeigneten Wärmebehandlung eine Steigerung der mechanischen Festigkeit beobachten, die als Aushärtung bezeichnet und von den in diesen Systemen auftretenden Ausscheidungen verursacht wird. Die Aluminium-Zink-Magnesium-(Al ZnMg)-Legierungen sind solche aushärtbaren Werkstoffe; vor allem bei höheren Mg-Gehalten kann man Festigkeit-Gewicht-Verhältnisse erreichen, die denen von hochfesten Stählen vergleichbar sind.

Die Möglichkeit des Einsatzes dieser Legierungen, vor allem im Leicht- und Flugzeugbau, wird jedoch nicht unerheblich durch ihre – insbesondere in halogenidhaltigen Elektrolytlösungen und im Zustand hoher Festigkeit – Empfindlichkeit für Spannungsrißkorrosion (SRK) eingeschränkt, während das Allgemeinkorrosionsverhalten gut ist. Die SRK ist durch das Auftreten von Rissen in einem Werkstück aus einem Werkstoff im SRK-anfälligen Zustand unter gleichzeitiger Einwirkung von Zugspannungen und bestimmter Angriffsmittel gekennzeichnet, oft ohne daß dabei ein sichtbarer Korrosionsangriff stattfindet.

Demnach verhelfen erst die mechanischen Spannungen (im folgenden werden diese kurz "Spannungen" und die Elektrodenpotentiale – ihre Differenzen sind elektrische Spannungen – kurz "Potentiale" genannt) der Korrosion zu ihrer gefährlichen Wirkung. Die Ursachen dafür sind bislang trotz einer Reihe von Hypothesen noch nicht überzeugend geklärt. Es soll daher in der vorliegenden Arbeit der Einfluß der Spannungen auf das Verhalten von AlZnMg-Legierungen – hier speziell der AlZnMg₃-Legierungen – hinsichtlich der SRK und insbesondere der Ausbreitung von SRK-Rissen untersucht werden.

Die Grenzen der wichtigsten aktuellen Modellvorstellungen - sie sind durch zusätzliche Hypothesen ziemlich erweitert worden - sollen zunächst aufgezeigt werden. *)

1.1. Theorie des Einflusses ausscheidungsfreier Säume

Die Theorie der ausscheidungsfreien Säume (AFS) ist eine der ältesten und heute vielbesprochen.

Der AFS erscheint nach dem Lösungsglühen und Aushärten beiderseits von Großwinkelkorgrenzen; die Breite des Saumes ist außer von der Legierungszusammensetzung auch von der vorangegangenen Wärmebehandlung abhängig [3]. Die AFS entstehen auf zwei Arten: In einem Fall ist der Saum an gelösten Legierungsatomen wegen der Bildung von Korgrenzenausscheidungen verarmt [4,5]; im anderen Fall sind die Legierungsatome im Saum noch in Lösung - der AFS ist also an ihnen übersättigt -, da infolge eines Mangels an Leerstellen, die von den Korgrenzen abgesaugt worden sind, die Diffusion der Legierungselemente behindert ist und so die Ausscheidungsvorgänge nahe der Korgrenze unterdrückt sind [8, 9, 10].

Nach [6, 11, 12, 13] sollen nur die aufgrund des Leerstellenmangels gebildeten AFS für die SRK gefährlich sein, weil das anodische Potential der Matrix in der Nachbarschaft der Korgrenzen gegenüber dem Korninneren, wo die Legierungsatome ausgeschieden sind, den SRK-Angriff verursachen können. Dabei wird der Saum durch Kurzschlußzellenbildung mit der Kornfläche aufgelöst; die Spannung braucht dann nur noch die angegriffenen Korgrenzenbereiche aufzureißen. Dieser Effekt der Potentialdifferenz bewirkt auch schon interkristalline Korrosion (iK), d.i. Kornzerfall ohne äußere Spannung [14 S.284]; der dadurch eintretende Verlust an Festigkeit (= ertragbare Spannung) täuscht bei gleichzeitiger Belastung SRK vor, ist aber allenfalls nur "stress assisted intergranular corrosion". Diese SRK-Theorie muß also dann unzutreffend sein, wenn unter den gleichen Bedingungen wie im SRK-Fall auch nach längerer Zeit keine iK auftritt.

*) Einen guten Überblick über die augenblicklich diskutierten Theorien zu einem Mechanismus der SRK von AlZnMg-Legierungen und die dazu erschienenen Publikationen geben [1, 2].

Andere Forscher [15, 16] sehen die Ursache für SRK darin, daß die AFS weicher sind als das Korninnere; eine plastische Verformung sei deshalb im wesentlichen auf die AFS beschränkt, die sich rasch verfestigen und schließlich zum Bruch führen [17]; darüber hinaus habe die Matrix in den AFS wegen der dort entstehenden hohen Versetzungsdichte ein anderes chemisches Potential als das versetzungsärmere Korninnere [19]. Es mußte also gezeigt werden können, daß die plastische Verformung, die makroskopisch etwa als Probenlängung gemessen werden kann, in den AFS zum Bruch führt, noch ehe nennenswerte Bereiche außerhalb der AFS plastisch verformt werden. Ein Hinweis, daß dies nicht zutrifft, findet sich in [20].

Dagegen ist die Ansicht, Potentialdifferenzen entstünden durch Unterschiede in der Versetzungsdichte, nicht ohne weiteres zu stützen oder zu widerlegen. Sie unterscheidet sich aber von der Ansicht nach [11, 13], da sie die für iK nicht erforderliche plastische Verformung braucht. In jedem Fall ist sie ein Versuch, der interkristallinen Form der SRK eine Unterscheidung von der iK zu geben.

Weitere Kritik kommt aus dem Gebiet der Metallkunde. So erklärt die AFS-Theorie nicht, warum die SRK-Anfälligkeit besonders groß ist im Stadium der Guinier-Preston-Zonen (d.s. kohärente Ausscheidungen, die zu Beginn des Auslagerungsvorganges entstehen), wo keine AFS vorliegen [5.4, 9, 21, 22], und bei hoher Legierungskonzentration, wo die AFS schmaler werden [20]. In der vorliegenden Arbeit soll jedoch der Einfluß der Legierungskonzentration nicht untersucht werden.

An dieser Stelle ist noch der Versuch einer anderen Deutung der Erscheinung der SRK zu nennen: Aufgrund von Untersuchungen, die für iK und SRK die gleiche Abhängigkeit der Lebensdauer von der Auslagerung zeigen, hält Graf [22] den "Mischkristalleffekt" für den gemeinsamen Mechanismus beider Korrosionsarten.

Die Theorie der Mischkristalleffekte ist für homogene, nicht übersättigte Mischkristalle entworfen worden und trifft dafür wohl zu; inwieweit sie aber auch auf die ausscheidenden Legierungen ausgedehnt werden darf, muß dahingestellt bleiben. Im übrigen beschreibt sie bekannte Vorgänge.

Der Mischkristalleffekt (a), wonach die Mischkristallbildung "eine Erhöhung des Reaktionsvermögens der Korngrenzen und gestörter Bereiche in den Kornflächen, zunehmend mit der Mischkristallkonzentration", bewirke [22], beschreibt nur den Befund, der schon zur oben genannten Theorie der AFS geführt hat. Der Effekt (b), wonach die Mischkristallbildung "eine Erhöhung des Reaktionsvermögens von Bereichen, die sich im Zustand des Fließens (in statu deformandi) befinden, zunehmend" mit "der Fließgeschwindigkeit des Materials", bewirke [22], ist gleichbedeutend mit der in [15] genannten Potentialveränderung durch Erhöhung der Versetzungsdichte in den AFS.

Wenn auch andere als nur korngrenzennahe Bereiche plastisch verformt werden, müßte der Mischkristalleffekt (b) auch hierfür gelten, womit aber das Überwiegen interkristalliner SRK nicht erklärt wird. Ferner darf nach dem Mischkristalleffekt (b) eine Erhöhung der Rißwachstumsgeschwindigkeit ohne plastische Verformung nicht möglich sein.

Dagegen kann der Ansicht nicht ohne weiteres widersprochen werden, daß "Korngrenzen-Ausscheidungen als Ursache für iK und SRK nicht in Betracht kommen, da diese im Auslagerungszustand maximaler iK noch nicht auftreten. Außerdem müßten in diesem Fall iK und SRK-Empfindlichkeit mit der Auslagerungsdauer stetig zunehmen und nicht wieder verschwinden" (zitiert nach [2 S.7]).

1.2 Theorie des Einflusses der Grobgleitung

Wegen der Schwierigkeit bei der Erklärung einiger Phänomene der SRK mit Hilfe der AFS-Theorie ist die für andere Werkstoffe entwickelte Theorie der Gleitstufenhöhe auch auf die AlZnMg-Legierungen übertragen worden.

Nach [23, 24, 25, 26, 27, 28] sei für das Auftreten von SRK entscheidend, ob die bei schwacher plastischer Verformung aus der Metalloberfläche austretenden Gleitstufen höher sind als die Dicke der Deckschicht und ob sie durch Nachwachsen der Deckschicht genügend schnell abgedeckt werden können. Die porenfreie Deckschicht auf den AlZnMg-Legierungen ist mindestens 10 Å dick und besteht im wesentlichen aus Aluminiumoxid (Al_2O_3) [3 S. 843] ;

sie schützt das Grundmetall vor Korrosion durch eine nahezu vollständige Hemmung elektrochemischer Reaktionen [14 S. 178 ff] . Wenn die von Versetzungen gebildeten und an der Oberfläche austretenden Gleitstufen hinreichend klein sind - und das ist nur bei Feingleitung [3 S. 265] der Fall - bleibt das Metall ständig von Oxid bedeckt; anderenfalls wird der Grundwerkstoff solange angegriffen, bis er von der nachwachsenden Schutzschicht wieder bedeckt ist. Je nach dem Mechanismus der Wechselwirkung zwischen Ausscheidungs- teilchen und Versetzungen treten Grob- oder Feingleitung bzw. SRK oder keine auf.

Diese Theorie vermag nicht zu erklären, warum die SRK - stets AlZnMg betrachtend - fast ausschließlich interkristallin verläuft, während die Gleitstufen auf (111)-(Tetraeder-) -Ebenen aus der Probenoberfläche austreten und mit den Korngrenzen nichts zu tun haben (zitiert nach [1 S. 6]). Es kann also auch diese Theorie nicht als umfassende Deutung der beobachteten SRK-Phänomene angesehen werden.

1.3 Theorie des Einflusses der Wasserstoffversprödung

Seit einigen Jahren vertritt Gruhl [29, 30] die Ansicht, daß auch die SRK der Al-Legierungen eine Folge der Wasserstoffversprödung ist . Der an der Materialoberfläche durch die Reaktion $2 \text{ Al } + 3 \text{ H}_2\text{O} \rightarrow \text{Al}_2\text{O}_3 + 6 [\text{H}]$ gebildete Wasserstoff soll demnach unter der Wirkung "öffnender" Zugspannungen in die Korngrenzen diffundieren und diese allmählich verspröden. Durch eine Reihe von Experimenten sei dies erwiesen. Dazu wäre zunächst zu prüfen, ob Wasserstoff überhaupt in nennenswertem Umfang in das Material eindiffundieren kann, um versprödend zu wirken, und ferner, ob dazu unbedingt die "öffnenden" Zugspannungen erforderlich sind.

Da keine der in Kap. 1 genannten Theorien bisher in der Lage ist, eine befriedigende Klärung des SRK-Mechanismus anzugeben, sind weitere Untersuchungen nötig, um durch neue Einzelergebnisse mit den bereits in großer Zahl bekannten vielleicht zu einem umfassenden Bild zu gelangen.

2. Verwendete Versuchswerkstoffe und angreifende Elektrolytlösungen

Um die folgenden Untersuchungen mit jenen aus der Literatur vergleichen zu können, sollen zunächst die dabei benutzten Probenwerkstoffe und Korrosionslösungen vorgestellt werden.

2.1 Versuchswerkstoffe

Die für die Versuche verwendeten Legierungen und einige vergleichbare Handelslegierungen sind in Tab. 1 aufgeführt.

2.1.1 Reine AlZnMg₃-Legierung

Für die überwiegende Zahl der Versuche wird eine im folgenden als AlZnMg₃-rein bezeichnete Legierung verwendet. ★ Die Analyse [31] beträgt in Gewichts-Prozent (Atomprozent): Zn 4,76 (2,015); Mg 3,00 (3,414); Cu 0,01 (0,004); Mn<0,01 (0,005); Si 0,04 (0,039); Fe<0,01 (0,005); Ti<0,01 (0,006); Cr 0,00; Rest Aluminium.

Nach dem Guß erfolgen eine Homogenisierungsglühung von 12h bei 480°C, Strangpressen mit 480°C auf einen Strang bei 12x45 mm² Querschnitt, Weichglühen 3h bei 380°C mit Ofenabkühlung. Das solchermäßen vorbehandelte Material wird zu drei verschiedenen dicken Blechen (3,0 bzw. 1,0 bzw. 0,2 mm) verarbeitet, aus denen später die Proben gefertigt werden. Diese geschieht für das erste Blech durch Kaltwalzen auf 10 mm, Weichglühen wie oben und Kaltwalzen auf 3,0 mm. Für das zweite Blech wird auf 3,4 mm kaltgewalzt, weichgeglüht wie oben und kaltgewalzt auf 1,0 mm. Für das dritte Blech wird auf 3,4 mm kaltgewalzt, weichgeglüht wie oben, auf 0,7 mm kaltgewalzt, erneut weichgeglüht wie oben und schließlich kaltgewalzt auf 0,2 mm [31] .

Die Bleche liegen somit in 50 mm breiten Streifen walzhart mit einem für Rekristallisation günstigen Verformungsgrad von 70% vor. ★★ s. nächste Seite .

★ Herrn Professor Dr.-Ing. W. Gruhl und dem Forschungsinstitut der Vereinigte Aluminium-Werke AG, Bonn, danke ich sehr für die Herstellung der Probenbleche.

Bezeichnung in dieser Arbeit	Handels- bezeichnung	Gehalte in Gewichts-Prozent							Cr	Ti	Zr	Literatur- quelle
		Zn	Mg	Cu	Mn	Si	Fe					
AlZnMg3-rein		4,8	3,0									[31]
AlZnMg3-tech	21/43 VAW	4,6	2,8		0,5	0,1	0,2					[21]
AlZnMg1-tech	21/51 VAW	4,8	1,2		0,2	0,1	0,2	0,1				[21]
	AA-7039 USA	4,0	2,8	0,1	0,3	0,3	0,4	0,2	(0,1)			[32, 33]
7075	AA-7075 USA	5,6	2,5	1,6	0,3	(0,4)	(0,5)	0,3	(0,2)			[32, 33, 34]
7079	AA-7079 USA	4,3	3,3	0,6	0,2	(0,3)	(0,4)	0,2	(0,1)			[32, 33, 34]
	AA-7011 USA	4,8	1,3		0,2			0,1				[32]
	AA-7005 USA	4,5	1,4		0,4			0,1			0,15	[32]

Werte in Klammern (...) sind obere Grenzen; nicht genannte Werte sind kleiner als 0,1

Tabelle 1: Verwendete und verwandte Legierungen

2.1.2 Technische AlZnMg3-Legierung

Neben dem AlZnMg3-rein wird für einige vergleichende Untersuchungen von Bruchflächen und Rißausbreitungsgeschwindigkeiten die VAW-Legierung 21/43 verwendet, die hier mit AlZnMg3-tech bezeichnet wird. Die Analyse [21] beträgt in Gewichtsprozent: Zn 4,55; Mg 2,82; Cu 0,01; Mn 0,5; Si 0,1; Fe 0,23; Ti 0,005; Cr 0,17. Die 0,33 mm dicken Bleche liegen walzhart als 50 mm Streifen vor.

Das Material der technischen Legierung 21/43 ist dasselbe, wie es in [21] verwendet worden ist, so daß einige seiner Eigenschaften dort entnommen werden können.

2.2 Wärmebehandlung der Proben

Die Wärmebehandlung der untersuchten Werkstoffe [3 S. 770 ff] wird in Anlehnung an die Praxis und an fremde Arbeiten über die SRK von AlZnMg3 gewählt [18, 39, 40, 41] .

Vor der Wärmebehandlung werden die Proben sorgfältig gereinigt durch Waschen in Trichloräthylen (Entfetten), Aceton (Beseitigen von Tri-Rückständen), gelegentlich auch noch Äthanol, Äther (Beseitigen von Rückständen, insbesondere des Äthanol).

Die Homogenisierungsglühung erfolgt bei 480°C in einem Quarzrohr. Die Glühatmosfera ist teils getrocknetes Argon von 700 Torr - im folgenden mit "Ar" abgekürzt - und teils Luft von 0,02 Torr - im folgenden mit "Vak" abgekürzt - . Aus Untersuchungen der Korngröße (s. Kap. 2.3.2) erweist sich eine Glühdauer von 1 Stunde als optimal: Alle Körner sind "rund" und etwa gleich groß.

★★) Nach [35 S. III A1 8] ist die AlZnMg3-Legierung sehr SRK-empfindlich. Um möglichst schnell zu Ergebnissen der SRK-Versuche zu kommen, ist es wünschenswert, die SRK-Empfindlichkeit der Legierung noch zu steigern. Dies kann man durch Erschmelzen der Legierung auf der Basis hochreiner Ausgangsmaterialien [36] und durch Erzielen eines rekristallisierten Gefüges infolge entsprechender Wärmebehandlung vor den Versuchen [25, 27, 38] erreichen.

Die Proben aus AlZnMg3-rein weisen im Anlieferungszustand einen Kaltverformungsgrad von 70% auf (s. Kap. 2.1.1). Nach [3 S.796] tritt bei der oben genannten Glühtemperatur vollständige Rekristallisation dieses Materials ein. Die Korngröße wird durch die Glühdauer bestimmt; bei zu kurzen Glühzeiten (4 min und weniger) verbleibt jedoch nach dem Erwärmen des Quarzrohres und der darin liegenden Proben auf Glühtemperatur nicht einmal mehr genügend Zeit zum vollständigen Rekristallisieren (s. Kap. 2.3.2). Ein rekristallisiertes Gefüge mit großen Körnern wird angestrebt, da hier das Rißwachstum am besten mikroskopisch verfolgt werden kann. Darüber hinaus entfallen alle Einflüsse, welche durch unterschiedliche Verformungstexturen die Untersuchung des Rißwachstums erschweren.

Das Abschrecken von der Glühtemperatur erfolgt sofort und in Wasser von Raumtemperatur. Da die Proben klein sind und das Wasserbad groß ist, ist die Abschreckgeschwindigkeit genügend groß, um hohe Festigkeitswerte durch nachfolgendes Auslagern zu erzielen [41]. Nach [3 S.770] ist zudem die Abschreckgeschwindigkeit wie auch die Glühtemperatur über einen größeren Bereich ohne Festigkeitsänderung variierbar.

Die Proben werden mit Äthanol und Äther gespült und im Wärmeschrank an Luft bei 100°C ausgelagert. Die Dauer der Auslagerung wird für die Veränderung der Legierungseigenschaften variiert.

Ein Beispiel für die im folgenden angegebene Bezeichnung eines Materialzustandes ist "AlZnMg3-tech 480°C - 1h - Vak/RT - H₂O/100°C - 10h" und bedeutet, daß eine technische AlZnMg3-Legierung (= 21/43, s. Kap. 2.1) bei 480°C 1 Stunde lang in Luft von 0,02 Torr geglüht, in Wasser von Raumtemperatur abgeschreckt und anschließend bei 100°C in Luft 10 Stunden lang ausgelagert wird. Im folgenden wird häufig die Angabe "-Vak/RT-H₂O/" fortgelassen, da nach Tab. 2 der Zustand des Materials auch ohne diese Angabe klar ist.

Durch geeignete Maßnahmen bei der Wärmebehandlung können den Probenwerkstoffen (s. Kap. 2.1) verschiedene Eigenschaften, die für das Studium der SRK interessant sind, verliehen werden.

2.3 Metallkundliche Eigenschaften der Proben

Von den metallkundlichen Eigenschaften sollen hier nur die für das SRK-Verhalten besonders wichtigen Merkmale behandelt werden.

2.3.1 Ausscheidungsfreie Säume

Da eine der im vorliegenden Zusammenhang u.U. wichtigen Eigenschaften der AlZnMg-Legierungen die Bildung von Ausscheidungen und ausscheidungsfreien Säumen ist, müssen im Hinblick auf die hohe Festigkeit und die Empfindlichkeit gegen interkristalline SRK die verwendeten Legierungen auf AFS untersucht werden.

Bild 1 zeigt elektronenmikroskopische Durchstrahlungsaufnahmen (s. Anhang A) von Korngrenzen in 0,2 mm dickem Blech aus AlZnMg3-rein 480°C -1h-Vak/RT- H_2O /100 $^{\circ}\text{C}$ -10h bzw. 100h bzw. 1000h. Die Proben stammen aus den gleichen Blechstreifen, wie sie auch für einen Teil der SRK-Versuche benutzt werden, also nicht aus besonders ausgewalzten Blechen. Ebenso ist die Wärmebehandlung dieselbe wie bei den SRK-Versuchen.

Bei allen Auslagerungszuständen zeigen sich ausschließlich Guinier-Prëston-(GP-)Zonen, also kohärente Ausscheidungen (s. [9]). *) Diese reichen bis an die Korngrenzen. AFS sind nicht zu erkennen; die AFS-Breite liegt also unterhalb der Auflösungsgrenze von 50 Å. Selbst bei 1000h-Auslagerung, wo der Korngrenzenbereich ca. 200 Å breit ist, sind keine AFS erkennbar.

Nach [7,9] soll die AFS-Breite bei den gegebenen Glüh- und Abkühlbedingungen etwa 1000 Å betragen und mit der Auslagerungszeit etwas abnehmen. Daß diese für AlZnMg1 gemachte Angabe für Bild 1 nicht zutrifft, mag [5, 20] erklären, wonach die AFS-Breite mit steigendem Gehalt an (Mg + Zn) abnimmt.

*) Nach [21, 38, 3 S. 442 ff und S. 483 ff] kommt als Ausscheidung auch die teilkohärente Zwischenphase (MgZn₂) in Betracht.

Bild 1:

Korngrenzen und
Ausscheidungsfreie
Säume

1h

AlZnMg3-rein

0,2 mm dick

480°C-1h-Vak/RT-H₂O/

100°C- ...

elektronenmikroskopische
Durchstrahlungsaufnahmen

10h

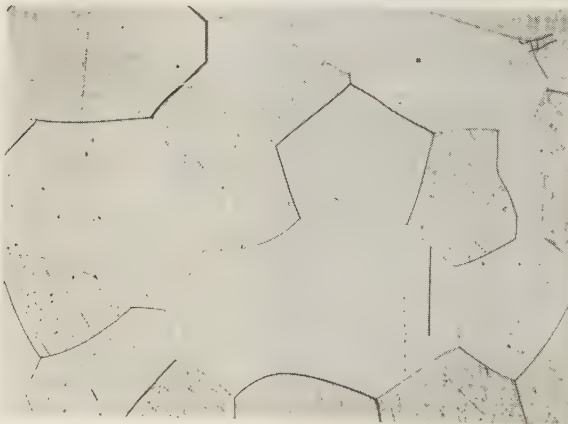
0,1 μm
|-----|
1000 Å

100h

1000h ausgelagert



Anlieferungszustand (kaltgewalzt)



480°C-1h-Vak/RT-H₂O

Bild 2: Gefüge von AlZnMg3-rein

1 mm dick, geätzt mit H₂O + 2,5% HNO₃ + 1,5% HF

2.3.2 Korngefüge

Die Form und Größe der Körner im Gefüge beeinflussen das mechanische und SRK-Verhalten [3 S. 880 ff, 6, 7 S. 16, 37] .

Bild 2 zeigt das Gefüge von 1 mm dickem AlZnMg-rein im Anlieferungszustand und nach 480°C-1h-Vak/RT-H₂O.

Die Kornform (globulitisch) ist stets die gleiche bei Glühzeiten von 4 min an aufwärts. Unterhalb 4 min Glühdauer bleibt weitgehend das Ausgangsgefüge erhalten. Bei dieser Zeit setzt also die Rekristallisation des Materials ein (s. Kap. 2.1).

Die Korngröße ändert sich mit der Glühdauer nach Bild 3. Nach 1h Glühen sind alle Körner etwa gleich groß, während bei längeren Zeiten einige Körner stark wachsen und bei kürzeren Zeiten noch einige kleinere Körner vorhanden sind. Die an das Homogenisierungs-glühen und Abschrecken anschließende Auslagerung ist ohne Einfluß auf die Korn-

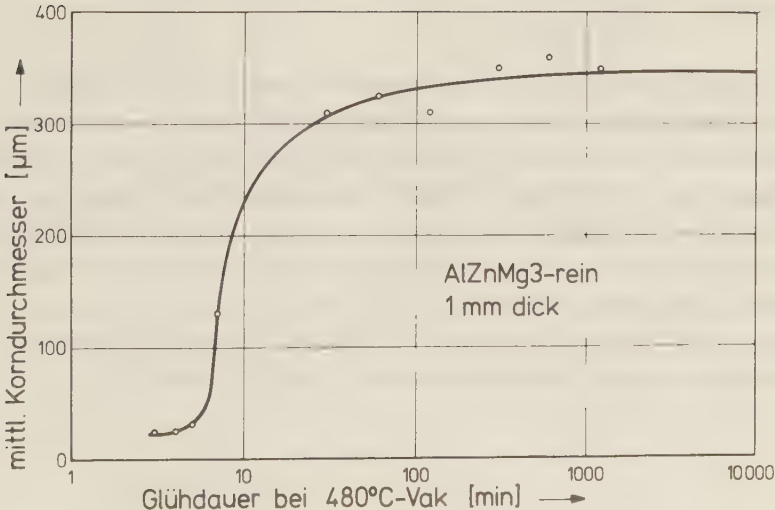


Bild 3: Einfluß der Glühdauer auf die Korngröße

größe. Im 0,2 mm dicken Blech wird natürlich die Korngröße durch die Blechdicke begrenzt und liegt in deren Größenordnung. Bei der technischen Legierung ist zwar ein rekristallisiertes, aber kein grobkörniges Gefüge erreichbar.

Bei dem globulitischen (also geglühten) Material erübrigt sich die Angabe, wie der Riß mit Ebene und Wachstumsrichtung zur Walzrichtung des Bleches orientiert ist. Dagegen muß eine solche Angabe bei Proben aus dem Ausgangsmaterial, wo die Körner starke Verformungstexturen aufweisen, gemacht werden.

2.4 Festigkeitseigenschaften

Mit den metallkundlichen Eigenschaften ändern sich bei der Wärmebehandlung auch die mechanischen Eigenschaften .

In Tabelle 2 sind die Werte von Elastizitäts- (σ_{el})-, 0,2%-Dehn- ($\sigma_{0,2}$)- und Bruchgrenze (σ_B) sowie der Bruchdehnung (δ_B) für die in Kap. 2.1 genannten Legierungen aufgeführt (vgl. Anhang B) und in Bild 4 dargestellt. Die Festigkeitseigenschaften sind wie erwartet:

Bei langen Glühzeiten (Bild 4a) entstehen hauptsächlich große (s. Bild 3) und damit wenige Körner; weil so die Abgleitungen über große Bereiche erfolgen können, ist das Material weniger fest als bei vielen kleineren Körnern, wie sie nach kürzeren Glühzeiten vorliegen. Nach sehr kurzzeitigem Glühen (4 min und weniger) sind die Körner zwar klein, aber offensichtlich ist die Homogenisierung in dieser Zeit (ein gewisser Anteil davon wird für die Erwärmung des Quarzrohres und der Probe benötigt) noch nicht abgeschlossen, so daß nur ein Weichglühen erreicht wird (vgl. [3 S. 718 f]). Das Absinken der Bruchdehnung - also eine gewisse Versprödung - bei wachsender Korngröße geht einher mit einer zunehmenden Neigung zu interkristallinem Bruch (s. Kap. 5.1 und [30]).

Material	Blechdicke [mm]	Glühen 480°C-	RT- -H ₂ O/	Auslagern	σ_{el} [kp/mm ²]	$\sigma_{0,2}$ [kp/mm ²]	σ_B [kp/mm ²]	δ_B [%]
AlZnMg3-rein	3	1 ^h -Vak		100°C-100 ^h	28,55	38,76	44,80	9,52
"	1	4 ^m -Vak		"	12,07	19,49	34,90	21,33
"	1	5 ^m -Vak		"	33,27	39,90	46,79	16,77
"	1	7 ^m -Vak		"	32,06	38,76	44,37	13,33
"	1	1 ^h -Vak		"	32,79	37,88	41,67	9,11
"	1	1 ^h -Vak		100°C-10 ^h	21,28	24,15	32,64	11,68
"	1	1 ^h -Vak		RT-20 ^h	11,48	15,21	29,26	27,74
"	1	1 ^h -Vak		---	6,70	8,98	21,85	29,33
"	0,2	1 ^h -Ar		100°C-100 ^h	13,51	17,68	30,18	9,28
"	0,2	1 ^h -Ar		100°C-10 ^h	6,33	9,90	21,48	11,48
AlZnMg3-tech	0,3	1 ^h -Ar		100°C-100 ^h	28,55	40,65	47,35	13,11
"	0,3	1 ^h -Ar		100°C-10 ^h	19,22	26,50	41,64	16,94

Tabelle 2: Festigkeitswerte

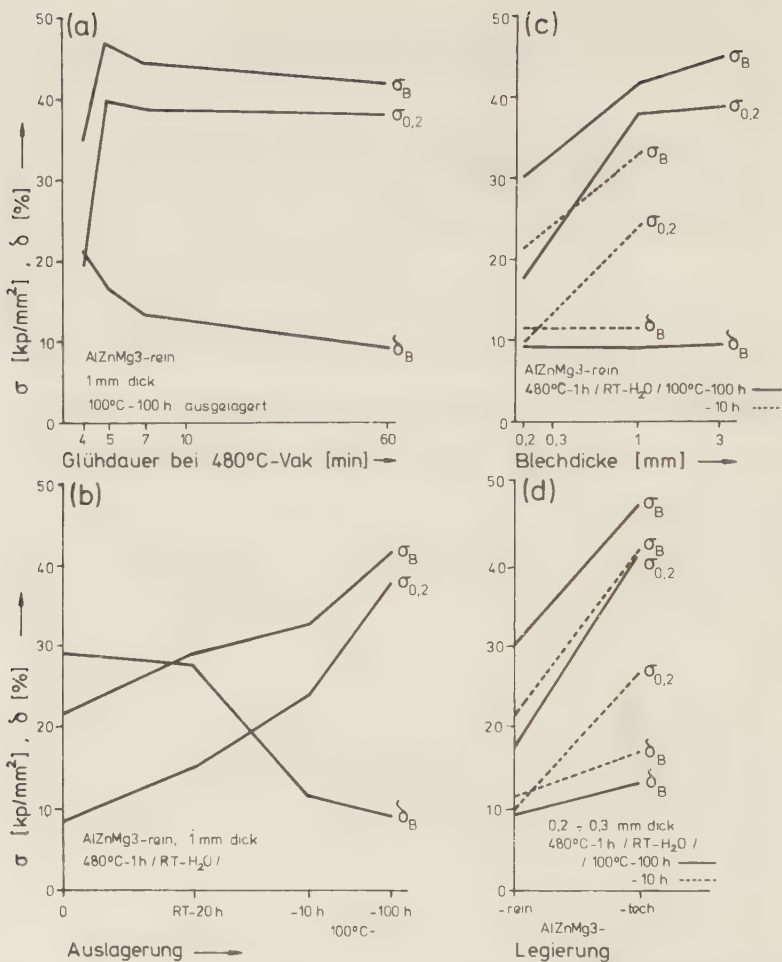


Bild 4: Einfluß von Glühdauer, Auslagerung, Blechdicke und Legierung auf 0,2%-Dehngrenze ($\sigma_{0,2}$), Bruchgrenze (σ_B) und Bruchdehnung (δ_B).

Mit zunehmender Auslagerungsdauer (Bilder 4b, c, d) werden alle Materialien fester und spröder (vgl. [3 S. 771 ff]). Die Auslagerung RT-20h entspricht nach [3 Abb. 364a] ungefähr $100^{\circ}\text{C} - 0,4\text{h}$.

Bei dicken Probenblechen (Bild 4c) ist der Anteil des ebenen Dehnungszustandes an der Blechstärke größer als bei dünneren Blechen; wegen der damit verbundenen stärkeren Fließbehinderung sind sie fester. Die Bruchdehnung ändert sich kaum, da bei allen hier gezeigten Blechdicken aus AlZnMg3-rein das rekristallisierte Grobkorngefüge vorliegt.

Die technische Legierung ist fester als die reine. Der Einfluß von Verunreinigungen auf die Aushärtung ist noch ungeklärt [3 S. 448] . Die Bruchdehnung von AlZnMg3-rein ist jedoch wegen des Grobkorngefüges geringer als die des AlZnMg3-tech.

Bei einigen später beschriebenen Untersuchungen werden Proben verwendet, deren Oberflächen mechanisch poliert sind. Dieses Polieren hat keinen Einfluß auf die Festigkeit.

2.5 Korrosionsmittel

Die Korrosionsversuche werden in einer 1n NaCl-Lösung durchgeführt. Die Lösung wird angesetzt aus kristallinem NaCl p.a. und aus in Quarzgefäßen bidestilliertem Wasser. Der Elektrolyt ist mit Luft gesättigt, da die Versuchsgefäße keinen luftdichten Abschluß des Elektrolytraumes gestatten und somit eine sauerstofffreie Lösung nicht sicher zu erreichen ist. Die Luftsättigung ist dann der besser einzuhaltende Zustand (vgl. [43]).

Die Korrosionslösung wird nicht bewegt oder gerührt, da eine solche Maßnahme nur schwer zu treffen ist. Diese Bequemlichkeit ist hier erlaubt, weil beim potentiostatischen Arbeiten die Strömungsgeschwindigkeit außerhalb des Risses kaum interessiert. Überdies sind die Strömungsverhältnisse um die Probe im bewegten Elektrolyten nicht genau zu bestimmen und konstant zu halten, und das Rühren entspricht weniger dem Korrosionsfall in der Praxis.

Der pH-Wert der 1n NaCl-Lösung beträgt etwa 5,3. Nach [14 S. 156, 21, 45] ist bei diesem Wert der Gewichtsverlust durch abtragende Korrosion etwa gleich Null. In anderen Arbeiten wird vielfach eine 3%-ige NaCl-Lösung ($\text{pH} \approx 5,5$) [21] verwendet. Nach [39] haben aber alle NaCl-Lösungen mit 0,5% bis 7% NaCl, also auch die 1n NaCl = 5,84%, die gleiche Wirksamkeit bezüglich SRK. Auf einen Zusatz von 0,1% H_2O_2 wie in [21, 46] wird verzichtet, weil nach [41, 46] der Zusatz keinen nennenswerten Einfluß auf die Lebensdauer hat.

Nach [21, 47] wird die Standzeit von AlZnMg-Legierungen um jeweils 7% verkürzt, wenn die Elektrolyttemperatur im Bereich zwischen 18°C und 35°C um 1 gr erhöht wird. Deshalb ist eine gute Temperaturkonstanz wichtig. Die SRK-Versuche werden mit einer auf $30^\circ\text{C} \pm 0,05$ [66] temperierten Lösung durchgeführt. Die Temperatur ist so niedrig gewählt worden, damit Vergleiche mit der Praxis möglich sind; sie ist aber so hoch gewählt worden, daß auch an sehr warmen Tagen eine gute Regelung mittels Heizung und Leitungswasser-Kühlung sichergestellt ist.

3. Stromdichte-Potential-Kurven

Für die SRK sind außer den Festigkeitseigenschaften der untersuchten Legierungen selbstverständlich auch ihr elektrochemisches Verhalten wichtig. Dieses wird zweckmäßigerweise in Form von Stromdichte-Potential-Kurven angegeben.

Die Summenstromdichte-Potential-Kurven (i-U-Kurven) werden sowohl potentiostatisch wie galvanostatisch gemessen, wobei bei der Auswertung für die steilen Verläufe (di/dU groß) die galvanostatische Meßkurve verwendet wird und für die flachen Kurventeile (di/dU klein) die potentiostatische (s. Anhang C). Die hier gemessenen Kurven sind stationäre Kurven, was beim Vergleich mit anderen Arbeiten zu berücksichtigen ist.

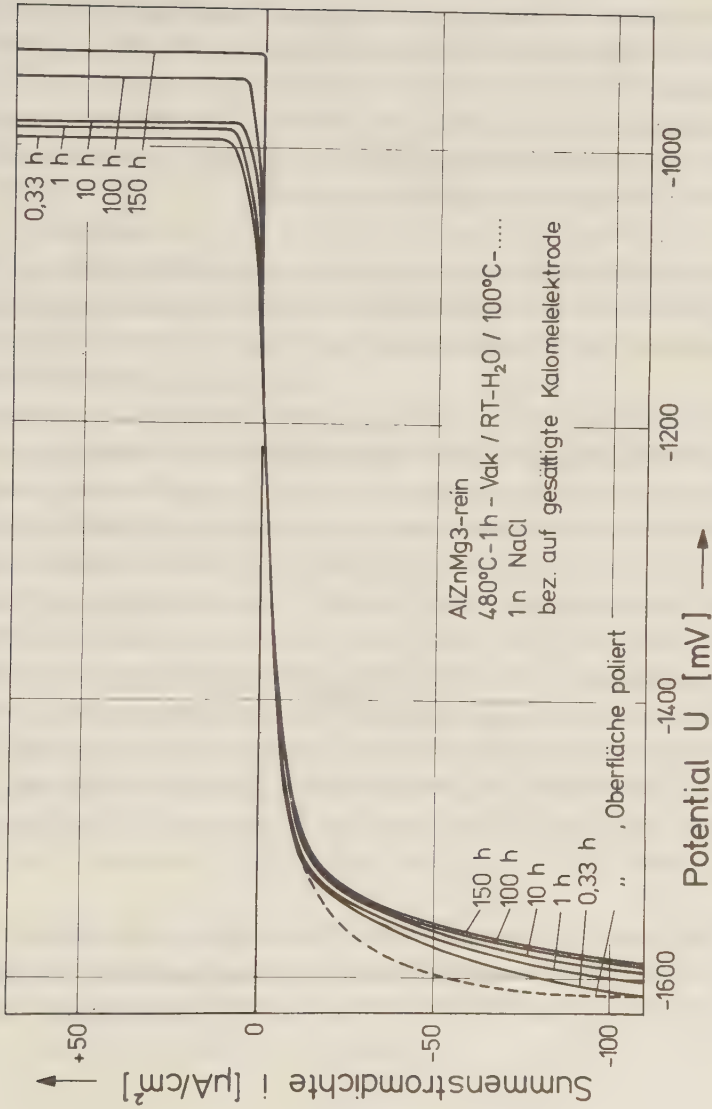


Bild 5: Summenstromdichte-Potential-Kurven

Bild 5 zeigt solche i - U -Kurven in 1n NaCl-Lösung für AlZnMg₃-rein mit unterschiedlich langen Auslagerungszeiten bei 100°C nach 480°C - 1h - Vak/RT-H₂O.

Bei einigen später beschriebenen Untersuchungen werden Proben mit mechanisch polierten Oberflächen verwendet. Dieses Polieren ändert die i - U -Kurven nur unbedeutend, wie im Bild 5 für 0,33h-Auslagerung gestrichelt eingetragen ist.

Der Elektrolyt wird nicht gerührt, da das Rühren zum einen nach Kap. 2.5 bei den SRK-Versuchen nicht erforderlich ist und zum anderen über die Strömungsgeschwindigkeit einen zusätzlichen Parameter, der sich nur schwer kontrollieren läßt, in die i - U -Kurven einbringt.

Das Ruhepotential liegt bei etwa 1100 mV bezogen auf die gesättigte Kalomelektrode (v_{sce}) - auf diese sind alle im folgenden angegebenen Potentiale bezogen, wobei $0 \text{ mV}_{vsce} = +244 \text{ mV}_{H_e}$ (d.h. bezogen auf die Normal-Wasserstoffelektrode) -; die genaue Angabe eines Wertes für das Ruhepotential ist nicht möglich, wie man am Verlauf der i - U -Kurven für $i \rightarrow \pm 0$ erkennt. Das Durchbruchpotential - d.i. jene Potentialschwelle, oberhalb derer starker Lochfraß auftritt und die durch ein sehr steiles Ansteigen der i - U -Kurve gekennzeichnet ist [14 S. 264] - liegt oberhalb -1000 mV und verschiebt sich mit wachsender Auslagerungsdauer zu positiveren Werten. Zwischen diesem Potential und -1500 mV beträgt der Summenstrom weniger als $\pm 10 \mu\text{A}/\text{cm}^2$. In [21] wird als Ursache dafür die besonders bei reinem Material schlecht leitende Oxidschicht genannt. "In neutraler NaCl-Lösung kommt für die kathodische Reaktion die O₂-Reduktion in Frage. Der geringe kathodische Strom ist somit im wesentlichen durch die Diffusion von O₂ zur Elektrodenoberfläche bestimmt" [21] .

Für den genannten Potentialbereich wird diese Deutung zutreffen. Unterhalb -1500 mV jedoch steigt die Teilstromkurve der Metallauflösung wieder an, womit die Summenstromkurve sich nicht dem Verlauf der Teilstromkurve der Wasserstoffabscheidung annähert.

Schon bei -1400 mV überzieht sich die Probe nach einiger Zeit – bei mehr kathodischen Potentialen schneller – mit einem dunkelgrauen Belag, den die Röntgenfluoreszenzanalyse als Zink nachweist. Diese Erscheinung wird auch in [21] angegeben, und zwar sowohl für außenstromlose Korrosion in $0,1\text{ n NaOH}$, als auch für kathodische Polarisierung in $3\% \text{ NaCl} + 0,1\% \text{ H}_2\text{O}_2$.

Eine Erklärung dafür ist in [14 S. 212] angegeben, nach der bei kathodischer Polarisierung des Aluminiums in alkalischen oder neutralen Lösungen durch die kathodische Teilreaktion der H_2O -Zerlegung die Geschwindigkeit der örtlichen OH^- -Nachlieferung und damit auch die anodische Teilstromdichte zunehmen, wobei der der OH^- -Konzentration proportionale Diffusionsgrenzstrom steigt.

Das Korrosionspotential von Zink (99,99%) liegt nach einer stichprobenartigen Messung in der verwendeten 1 n NaCl -Lösung bei -1053 ± 2 mV. Bei -1003 mV, also 50 mV anodischer, wird Zn mit 9 mA/cm^2 aufgelöst; dies ist mehr als die i - U -Kurve von AlZnMg3-rein für dieses Potential angibt.

Bei -1400 mV überzieht sich Zn, das zunächst 15 min bei -1003 mV polarisiert worden ist, schnell mit dem gleichen dunkelgrauen Belag wie das AlZnMg3-rein beim gleichen Potential, wenngleich hier sehr viel langsamer. Demnach kann bei der Entstehung des Belags auf AlZnMg3 nicht angenommen werden, daß Al und Mg aufgelöst werden und Zn zurückbleibt, wie es bei Messing in ähnlicher Weise diskutiert wird. Vielmehr werden in 1 n NaCl , auch bei kathodischer Polarisierung, alle Legierungsbestandteile aufgelöst, das Zn dann aber wieder als loser Belag auf der Probe abgeschieden.

Zn-Abscheidung und starke H_2 -Entwicklung deuten also auf starke Metallauflösung hin und beweisen qualitativ den Anstieg der anodischen Teilstromkurve. So wird bei -2170 mV, entsprechend einem kathodischen Summenstrom von 100 mA/cm^2 , ein $0,2$ mm dickes Probenblech aus AlZnMg3-rein in 5 Stunden restlos aufgelöst.

Die "kathodische Metallauflösung" kann nur für die Probenoberfläche, nicht jedoch für die Rißflanken gelten, um einen SRK Mechanismus zu erklären; denn die Rißflanken werden kaum das kathodische Oberflächenpotential, sondern ein positiveres haben; außerdem ist damit nicht die Entstehung und das Wachstum des Risses, also die Bildung der Rißflanken, erklärt. Zu ergänzen ist, daß die "kathodische Metallauflösung" verbunden ist mit einem Korngrenzenangriff, wie man in Bild 6 sieht; ein Querschliff zeigt, daß es sich hierbei nicht um eine ausgeprägte interkristalline Korrosion handelt. Daneben erkennt man die Ätzgruben, über die die allgemeine Korrosion abläuft. Somit könnte der SRK-Mechanismus bei sehr kathodischen Potentialen mehr eine Querschnittsverminderung durch abtragende Korrosion und Korngrenzenangriff sein, so wie im Durchbruchspotential die eigentliche SRK durch eine sehr viel schneller erfolgende Querschnittsabnahme infolge Lochfraß und iK überdeckt wird. Wie sich jedoch zeigt (s. Kap. 4.6), ist die Schädigung durch SRK-Rißwachstum stärker als durch "kathodische Metallauflösung".

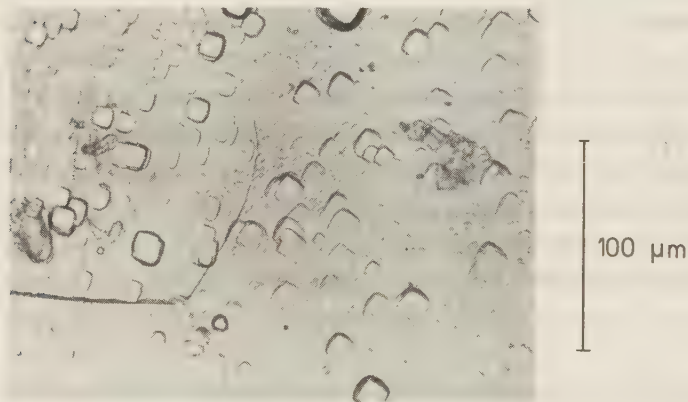


Bild 6: Korrosionsangriff der Oberfläche bei starker kathodischer Polarisierung

AlZnMg3-rein, 480°C-1h-Vak/RT-H₂O/100°C-100h
7h Korrosion in 1n NaCl bei -1700 mV (Zn-Belag entfernt)

Die i-U-Kurve von AlZnMg3-tech kann aus [21 Bild 15] entnommen werden; sie unterscheidet sich von jenen in Bild 5 kaum, auch wenn in [21] die Auslagerung 75°C - 13h und die Lösung 3% NaCl gewesen und die Messung potentiokinetisch erfolgt ist.

4. Messung der Rißgeschwindigkeit

Die SRK ist ein unter anderem zeitabhängiger Vorgang zur Zerstörung eines Bauteiles. Die Zerstörungsgeschwindigkeit muß deshalb als Kriterium für die SRK-Empfindlichkeit geeignet sein. In der Vergangenheit wurden vereinfachend meist nur Standzeiten gemessen, ohne eine Änderung der Ausbreitungsgeschwindigkeit von SRK-Rissen während des Versuchs zu berücksichtigen.

4.1 Standzeit und Rißausbreitungsgeschwindigkeit

Die Standzeit T wird gemessen als Zeit vom Einsetzen einer mechanisch belasteten Probe in das Korrosionsmittel bis zu ihrem Bruch. Dabei kann man die SRK grundsätzlich als Zweistufenprozeß betrachten und T in eine Inkubationsperiode T_i und eine Reißperiode T_r unterteilen [26, 27, 29, 41, 48, 49, 50, 51, 52].

Diese beiden Stufen beschreiben Herbsleb und Ternes in [52] so: "Die einleitende Inkubationsperiode wird praktisch vollständig von reinen Korrosionsvorgängen beherrscht und dient im wesentlichen dazu, an eng begrenzten Bezirken durch lokale Korrosionserscheinungen Ansätze zu wachstumsfähigen Rissen zu bilden. In der nachfolgenden Reißperiode wachsen die von den während der Inkubationsperiode gebildeten lokalen Korrosionsstellen ausgehenden Risse in den Werkstoff hinein".

Die Standzeit T ist eindeutig meßbar. Die Inkubationszeit T_i und die Reißzeit T_r sind dagegen weder nach der angegebenen Beschreibung eindeutig definiert noch exakt meßbar. Betrachtet man nur einen Riß, so wird man schon unsicher bei der Beurteilung, wann ein Rißkeim als solcher wächst und wann er bereits ein wachsender Riß ist, oder gar, ob ein Riß bereits dann vorliegt, wenn seine Größe von Null verschieden ist. Es ist also nicht möglich, Keim oder Riß und damit Inkubation und Reißen - durch Angabe einer Länge scharf zu trennen. Auch kann niemand den "Keim" genau definieren.

Setzt man für die beiden Vorgänge (Anrißbildung und Rißwachstum) rein elektrochemische Mechanismen voraus, so müßten sie gleichermaßen durch Beeinflussung der elektrochemischen Abläufe gesteuert und damit auch gestoppt werden können. Zweifellos trifft das auf die Keimbildung zu; inwieweit das für das Rißwachstum gilt, wird zu klären sein. Ob man mit diesem Verhalten die beiden Vorgänge trennen kann, ist unsicher.

In der Reißperiode wächst der Riß bis zum Bruch der Probe. Diese Periode ist damit klarer als die Inkubationsperiode. Unschärf ist auf jeden Fall der Übergang zwischen beiden. Und betrachtet man gar mehrere Risse mit unterschiedlich fortgeschrittener Entwicklung, was wohl im Realfall vorliegt, so kann ein Riß noch im Keimstadium, ein anderer aber schon in der Reißperiode sein.

Gruhl hat T_i und T_r auf folgende Weise getrennt [29]: Die Zugspannung-Standzeit-Kurve für Proben mit Vorkorrosion (ohne Spannung) beschreibe im wesentlichen den Reißvorgang; die Inkubationsperiode sei durch die Vorkorrosion vorweggenommen und im eigentlichen SRK-Versuch vernachlässigbar klein. Diese Trennung ist nicht eindeutig, da das Ende der Inkubationszeit nicht genau gemessen werden kann; für Untersuchungen der Vorgänge bei der Ausbreitung von SRK-Rissen könnte diese Methode brauchbar sein.

Temes findet für Cr-Ni-Stahl nach einem von Logan [53] vorgeschlagenen Verfahren einen recht deutlichen Übergang von der Inkubations- zur Reißperiode [50, 52, 54]. Während der Inkubationsperiode kriechen belastete Proben nach einem Gesetz $\frac{d\epsilon}{dt} = kt^{-m}$, wobei k und m Konstante sind [55]. Die Reißperiode setzt ein, wenn die Dehnungsgeschwindigkeit zunimmt. Dies zeigt sich an einem Knick in der $\log \dot{\epsilon} - \log t$ -Kurve. Dieses Verfahren müßte sich auch auf Al-Legierungen anwenden lassen.

Nach dem Gesagten muß bei Untersuchungen, die zum Auffinden eines Mechanismus der SRK führen sollen, folgendes beachtet werden: a) Es sollte möglichst ein Riß in der Probe vorhanden sein (s. auch [44]). b) Dieser Riß sollte sich klar in der Reißperiode befinden, was am sichtbaren Rißwachstum festgestellt werden kann; denn eine eindeutige Trennung der Vorgänge in der Inkubationsperiode von denen in der Reißperiode ist wegen des unscharfen Übergangs zwischen beiden Stadien nicht möglich.

Es ist notwendig, dieses Rißwachstum von einem möglichst frühen Zeitpunkt an, am besten gleich nach "Beginn" der Reißperiode, zu beobachten, da anderenfalls bei großen Wachstumsgeschwindigkeiten der Zeitraum für die erforderlichen Untersuchungen zu kurz wird.

Der Bereich, in dem die Geschwindigkeit zur Zerstörung eines Bauteils liegen kann, reicht von der spannungslosen Korrosion mit unter Umständen extrem niedriger Geschwindigkeit der Querschnittsabnahme bis zur ideal-spröden Rißausbreitung mit $1/3$ [56, 58] der Schallgeschwindigkeit.

Die Rißwachstumsgeschwindigkeiten werden im allgemeinen aus den Standzeitmessungen ermittelt [59, 60] oder von den Verlagerungen des Belastungshebels infolge der Proben-
dehnung und -verformung abgeleitet [61] . Direkte Untersuchungen der Geschwindigkeit der SRK-Rißausbreitung in Al-Legierungen sind bisher nur von Speidel und Mitarbeitern [62, 63, 64] durchgeführt worden. Die Autoren haben dazu die sog. selbstgespannte "double cantilever beam specimen" (DCB-Probe) [33, 62, 65] benutzt. Ihr Vorteil liegt in der Abnahme des Spannungsintensitätsfaktors K (s. Kap. 4.5.2) mit wachsender Rißlänge, was besonders bei kleinen Rißgeschwindigkeiten zu leicht meßbaren und zuverlässigen Werten führt [62] . Die in das Korrosionsmedium eingetauchte Probe wird in gewissen Zeitabständen betrachtet und die bis dahin erreichte Rißlänge ausgemessen. Daraus läßt sich die Rißgeschwindigkeit berechnen.

Für die Suche nach einem SRK-Mechanismus erlaubt dieses Verfahren nicht, das Rißwachsen und die dabei ablaufenden Vorgänge direkt zu verfolgen; man sieht nur in gewissen Abständen erreichte Zustände. Deswegen wird in dieser Arbeit ein anderes Verfahren zur Untersuchung der SRK angewendet.

4.2 Meßverfahren zur Rißausbreitungsgeschwindigkeit

Die streifenförmige Zugprobe mit auf 6 mm verjüngter Meßstrecke ist von einem Glasgefäß umgeben, das die thermostatisierte Korrosionslösung enthält. Mit Hilfe eines Mikroskops läßt sich durch das Gefäß hindurch die Probe beobachten (vgl. [67, 68]). Der Riß wird in gewissen Zeitabständen photographisch festgehalten und später ausgemessen. Insofern unterscheidet sich diese Methode nicht von allen anderen Verfahren, da die Rißausbreitungsgeschwindigkeit immer aus Längen- und Zeitmessungen ermittelt wird. Von Vorteil ist dabei jedoch, daß die Rißlänge nicht in gleichen und damit integrierenden Zeitabständen gemessen wird, sondern immer dann, wenn bemerkenswerte Vorgänge ablaufen. Nun folgen diese Ereignisse unterschiedlich schnell aufeinander und laufen auch nicht gleich schnell ab. Mit Hilfe der Kinematographie ließen sich alle Vorkommnisse sofort registrieren, doch würde dieses Verfahren bei mehrstündigen Versuchsdauern zuweit führen. Deshalb werden mit einer schnellen Kleinbildkamera nur die interessierenden Vorgänge festgehalten; dabei ist es natürlich schwer, schnelle Ergebnisse, die das Auge erfaßt, auch photographisch zu registrieren.

Zusätzlich wird auf einem Linienschreiber die Längenänderung der Probe (sie wird im folgenden als "Dehnung" bezeichnet und nicht auf die Meßstrecke der Probe bezogen, wie es bei Angabe einer Dehnung üblich ist) festgehalten, die mit einem außerhalb des Glasgefäßes parallel zur Probe angebrachten und ebenfalls thermostatisierten induktiven Wegaufnehmer gemessen wird. Wächst der Riß um eine Strecke Δl , so wird die Probe durch Rißaufweitung teils elastisch, teils plastisch um die Größe ΔL länger. Da Rißwachsen und Probenlängung nicht streng synchron (vgl. den Einfluß von Temperaturschwankungen in dem nicht-thermostatisierten Teil der Apparatur auf die Probenlängung, Anhang D) ablaufen, ist eine exakte Korrelation zwischen Δl und ΔL nicht möglich; so findet plastische Verformung und damit Probenlängung teilweise vor dem Rißwachsen statt (vgl. Kap. 4.3), oder es werden nach dem Rißwachsen Spannungen durch Kriechen mit Verfestigung abgebaut, oder Temperaturschwankungen täuschen eine Probenlängung vor (vgl. Anhang D. 3). Auf jeden Fall aber besteht ein qualitativer Zusammenhang.

Für die SRK-Versuche werden mit einer gesättigten Kalomel-Bezugselektrode (vgl. Kap. 3.) und Haber-Luggin-Kapillare das Potential der Zugprobe gemessen und die Probe mit einer Pt-Gegenelektrode potentiostatisch oder galvanostatisch polarisiert. Dabei wird der Strom bzw. das Potential auf einem Linienschreiber registriert, um z.B. Änderungen des Korrosionsvorganges beim Reißwachsen zu erfassen. In allen Fällen wird die mechanische Belastung nach dem Einfüllen der Korrosionslösung aufgebracht. Dies entspricht der Praxis, wo während der Belastung oder Belastungsänderung des Bauteils das Korrosionsmedium zugegen ist. Nach dem Einfüllen der Lösung wird mit dem Belasten immer 30 min gewartet, bis sich zwischen den Temperaturen der Korrosionslösung, der Probe und der Apparaturteile ein Gleichgewicht eingestellt hat, um Verfälschung der Messungen, insbesondere der Probenlängung zu vermeiden. Inwieweit diese Zeit als Vorkorrosion (s. Kap. 4.1 und 4.10) angesehen werden kann, sei dahingestellt und ist hier unbedeutend, da sie für alle Versuche gleich ist; im übrigen ist dieser Zeitraum im Vergleich zur gesamten Versuchsdauer kurz (vgl. [39]). Dagegen ist die hier gewählte Reihenfolge Lösung-Last beim Vergleich mit anderen Arbeiten [21, 47, 69] zu beachten.

Eine genaue Beschreibung des Versuchsaufbaus ist in Anhang D gegeben.

Die Probenform ist in Bild 44 gezeigt. In der Mitte der Meßstrecke ist eine einseitige Kerbe angebracht und das aus folgenden Gründen: Bei einer ungekerbten Probe werden im allgemeinen mehrere über die Länge der Meßstrecke ungleichmäßig verteilte Anrisse entstehen, von denen einer schließlich zum Bruch führt. Der Bildausschnitt im Mikroskop erfaßt jedoch nur einen Teil der Meßstrecke. Man müßte nun ständig nach dem am weitesten fortgeschrittenen Anriß suchen und ihn verfolgen, wobei möglicherweise wesentliche Vorgänge übersehen werden. Mit der Kerbe ist der Ort des Reißbeginns auf den Kerbgrund festgelegt. Zum anderen wird die angelegte Spannung, die bei der ungekerbten neuen Probe über den Querschnitt gleichmäßig verteilt ist, durch einen Anriß lokal überhöht, womit nach der Anrißbildung der Reiß wesentlich schneller wachsen wird. Eine Kerbe simuliert den Anriß, auch wenn sie nicht so scharf ist wie dieser. Doch ist dieser Einwand un-

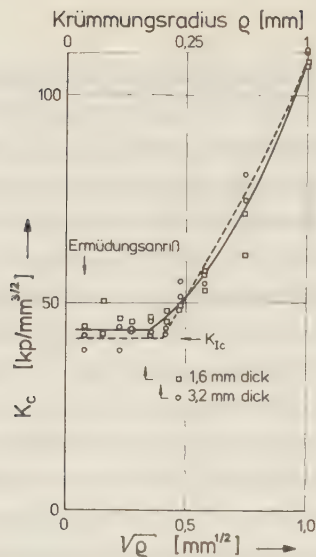


Bild 7: Einfluß des Krümmungsradius im Kerbgrund auf den kritischen Spannungsintensitätsfaktor K_c der Al-Legierung 7075-T6 (nach [70, 71 Fig. 12])

bedeutend, da nach Bild 7 [70, 71, 72] für 1,6 mm dickes Blech aus 7075-T6 (AlZnMg3Cu1,5) $\star$ der kritische Spannungsintensitätsfaktor K_c - d.i. ein Maß für die Spannungsüberhöhung vor der Kerb- oder Rißspitze (s. Kap. 4.5.2) - bei kleiner werdendem Kerbgrundradius sinkt, aber bei weniger als 120 μ m Radius für 1,6 mm Blechdicke unverändert bleibt; bei dickerem Blech liegt dieser Wert höher (160 μ m für 3,2 mm Blechdicke). Bei den untersuchten Proben beträgt der Kerbradius 40 μ m bis 90 μ m für die 0,2 mm bzw. 1,0 mm dicken Proben, in jedem Falle ist er also ohne Einfluß auf die Spannungsüberhöhung.

$\star$) Bezüglich der amerikanischen Wärmebehandlungsangaben "-T..." siehe [73, 74] .

Der auch im Vergleich zur Meßstreckenbreite kleine Bildausschnitt gestattet es nicht, den wachsenden Riß stets auf seiner ganzen Länge in einem einzigen Bild festzuhalten. Vielmehr muß das Mikroskop dann, wenn der Riß über das Blickfeld hinauswächst, so verschoben werden, daß der Riß wiederum über den ganzen Bildausschnitt verfolgt werden kann. Damit addiert sich zwar der absolute Fehler bei der Rißlängenmessung mit jedem Bildfeldwechsel, der allein maßgebende relative Fehler bleibt jedoch gleich.

Um diesen Fehler klein zu halten, wird die Vergrößerung möglichst groß gewählt: Mikroskop 74-fach, Positivnachvergrößerung 2,5-fach, d.i. 185-fache Vergrößerung bei der Rißlängenmessung. Andererseits muß die Vergrößerung so klein sein, daß das Blickfeld genügend groß bleibt und eine ausreichende Schärfentiefe gewährleistet ist. Diese Schärfentiefe ist nötig, da bei einer plastischen Verformung der Probe nicht mehr alle Teile der Probenfläche in der Gegenstandsebene liegen.

Es ist zweifelhaft, ob man mit dem Mikroskop die wirkliche Spitze des SRK-Risses sieht, die möglicherweise unterhalb des Auflösungsvermögens des Mikroskops liegt. Vielmehr wird man erst jene Stelle des aufklaffenden Risses erkennen können, bei dem die Rißaufweitung vom Mikroskop aufgelöst wird; das sind etwa 2 µm. Man kann nun unter der Voraussetzung einer plastischen Zone um die Rißspitze (s.Kap. 4.5.3) die "Rißspitzenstreckung" δ (crack tip stretch [75] oder crack opening displacement) nach

$$\delta = \frac{K^2}{E \cdot \sigma_F} \quad (1)$$

abschätzen [75, 76, 77, 78] mit dem Spannungsintensitätsfaktor K (s. Kap. 4.5.2), dem E-Modul und der Fließgrenze σ_F (vgl. Kap. 4.5.3); mit den Werten in Tab. 1 und in den Bildern der Versuchsergebnisse ist demnach die Rißaufweitung an der Rißspitze hier im allgemeinen 1 bis 10 µm, d.h. die wahre Rißspitze liegt nicht oder nur wenig vor der erkennbaren Stelle. *) Nimmt man weiter an, daß der wachsende Riß seine Gestalt nicht ändert, so wird die gerade aufgelöste Rißstelle im wesentlichen mit der gleichen Ge-

*) Bezüglich der Grenzen der Anwendbarkeit von Gl.(1) siehe [77] .

schwindigkeit wie die Rißspitze durch die Probe wandern. Aus diesem Grunde ist das Verfahren zur Messung von Rißausbreitungsgeschwindigkeiten sehr wohl geeignet, insbesondere bei dünnen Proben.

Denn eine weitere Schwierigkeit bei der Verfolgung der Rißspitze liegt im Verlauf der Rißfront. Dieser ist nicht gerade durch die Dicke der Probe hindurch, sondern die Rißfront eilt in der Probenmitte voraus, wie in Kap. 5.2 gezeigt wird. Somit mißt man eine zu kleine Rißausbreitungsgeschwindigkeit, wenn man nur die Probenoberfläche betrachtet. Da sich jedoch nach kurzer Zeit ein gleichbleibender Verlauf der Rißfront einstellt (vgl. Kap. 5.2), wird von nun an die richtige Geschwindigkeit gemessen. Demnach würde man nur zu Beginn des Rißwachsens eine falsche Geschwindigkeit messen. Da aber dann der Riß noch nicht genügend aufklafft, um sichtbar zu sein (s. oben) und so bereits der Reißperiode zugeordnet werden zu können, wird der Fehler vernachlässigbar klein.

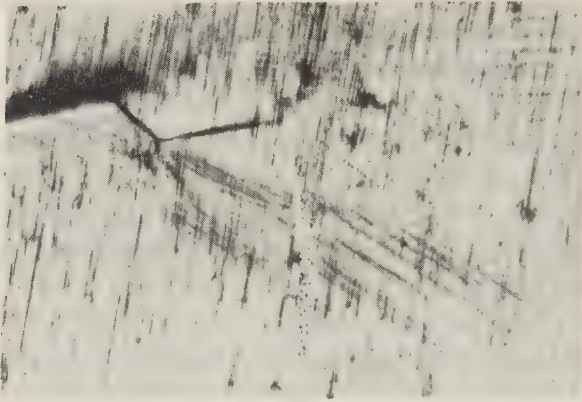
4.3 Beobachtungen beim Rißwachsen

Das obengenannte Polieren der betrachteten Probenfläche läßt neben der Rißspitze noch folgendes gut erkennen, Bild 8: Aus der Oberfläche treten Gleitstufen aus. Hierbei handelt es sich meist um Grobgleitung, wie man am weiten Abstand erkennt. In einigen Fällen zeigt sich auch an der Rißspitze Feingleitung, sichtbar durch die Grautönung infolge verminderter Reflexion des Lichtes. Die Gleitstufen treten, wenn die Spannung an der Kerbstelle nicht von vorneherein schon in der Nähe der Fließgrenze liegt, nicht sofort mit dem Anriß auf, sondern erst, nachdem der Riß eine kleine Strecke gewachsen ist; erst dann wird die spannungsüberhöhende Wirkung des Risses so stark, daß die Gleitstufen sichtbar werden. Diese Strecke ist nach 100h Anlagerungsdauer größer als nach 10h, was an der höheren Festigkeit liegt (vgl. Kap. 4.5.3 über plastische Zone).

Aus der Tatsache, daß die Grobgleitung erkennbar ist, ist zu schließen, daß die Gleitstufenhöhe in der Größenordnung des Mikroskop-Auflösungsvermögens liegt, auch unter Berücksichtigung eines Schatteneffektes durch schräg einfallendes Licht oder einer Anätzung der

Gleitstufe durch das Korrosionsmittel. Auf der anderen Seite kann die Stufenhöhe größer als zunächst sichtbar sein, wenn nämlich die Gleitebene ziemlich senkrecht auf die beobachtete Oberfläche auftrifft, womit die Gleitstufe überhaupt erst durch den Schräglichtschatten erkennbar wird. Da das Auflösungsvermögen des Mikroskops etwa $2\text{ }\mu\text{m}$ beträgt (vgl. Kap. 4.1), ist die Höhe der beobachteten Gleitstufen bei Grobgleitung mindestens ebenfalls $2\text{ }\mu\text{m}$. Die Gitterkonstante von Al und seinen Legierungen beträgt etwa $4\text{ }\text{\AA}$ [3 S. 374 ff]. Damit beträgt die Stufenhöhe etwa 5000 oder mehr Gitterparameter oder Burgersvektoren; ebensoviele Versetzungen sind nötig, um die Gleitstufe sichtbar zu machen.

In Bild 8 ist der Riß so weit gewachsen, daß im verbleibenden Probenquerschnitt eine gleichmäßig verteilte Zugspannung von 10 kp/mm^2 wirkt, während für das Material $\sigma_{el} = 13,51\text{ kp/mm}^2$ (s. Bild 8 und Tab. 2) beträgt. Durch Kerbwirkung tritt vor der Rißspitze eine Spannungserhöhung ein (s. Kap. 4.4), wodurch dieser Bereich fließt: angenommen mit 20 kp/mm^2 (vgl. Tab. 2). Die zugehörige Schubspannung ist $\tau = 2 \cdot \sigma = 40\text{ kp/mm}^2$. Nimmt man nun an, daß die 5000 Versetzungen, die an der Oberfläche frei austreten konnten, an einer Korngrenze aufgestaut werden, so ist die dadurch am Hindernis erzeugte maximale Schubspannung $\tau_{\max} = n \cdot \tau$ (nach Eshelby-Frank-Nabarro) mit der äußeren Schubspannung $\tau = 40\text{ kp/mm}^2$ und der Zahl der Versetzungen $n = 5000$. Somit würde die Spannung direkt an der Korngrenze eine Spitze von $2 \cdot 10^4\text{ kp/mm}^2$ erreichen und mit wachsender Entfernung von der Korngrenze abnehmen, wenn nicht - wie im Realfall - andere Vorgänge (etwa Rißbildung) diese Spanningskonzentration begrenzen.



100 μm

Bild 8: Abgleitungen vor der Rißspitze

AlZnMg3-rein, 0,2 mm dick

480°C-1h-Vak/RT-H₂O/100°C-100h

1n NaCl, -1100 mV

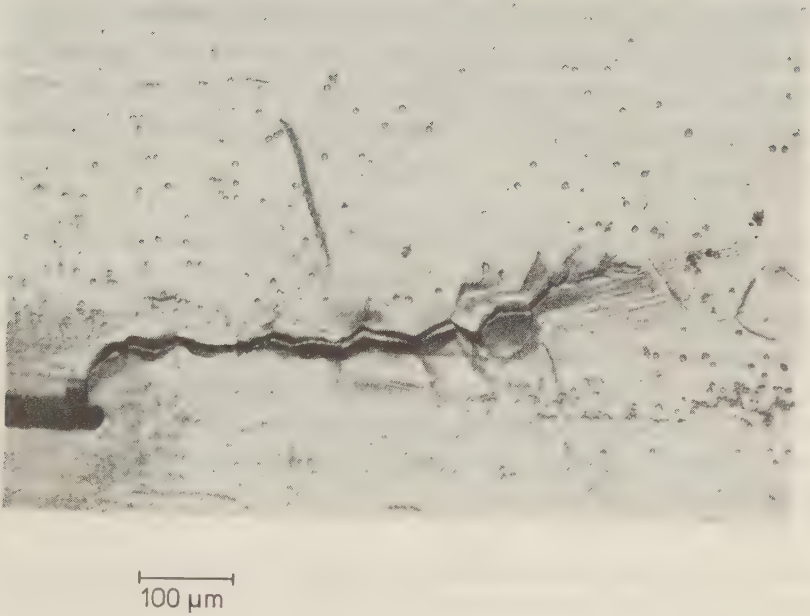


Bild 9: Plastische Verformung um den SRK-Riß

AlZnMg3-rein, 0,2 mm dick

480°C-1h-Vak/RT-H₂O/100°C-100h

1n NaCl, -1100 mV

Oberfläche nach dem SRK-Versuch, nicht behandelt

Das Ausmaß der plastischen Verformung ist natürlich bei dünnen Proben größer als bei dickeren, gleiche Belastung und Rißlänge vorausgesetzt (vgl. Kap. 4.5.2). Nicht nur in den benachbart zum Riß liegenden Körnern hat teilweise starke bleibende Verformung stattgefunden (Bild 9), sondern auch in einer erheblichen Entfernung vor der Rißspitze (Bild 8). Selbst wenn man bedenkt, daß der nicht aufgelöste Teil der Rißspitze weiter fortgeschritten ist, als man sieht (s. Kap. 4.1), so bleibt der Befund, daß dem Rißwachsen eine sichtbare Verformung vorausgeht (s. auch [41, 53]). Inwieweit noch weiterreichende Verformungen der Betrachtung durch die Grenzen der Optik entzogen sind, sei dahingestellt.

Auf jeden Fall bleibt die Erkenntnis, daß die plastische Verformung bei der SRK nicht allein auf die AFS beschränkt ist (vgl. [20]), wie in Kap. 1.1 behauptet worden ist. Dieses Ergebnis wird auch in [41] bestätigt. Dagegen werden in [79] die AFS als Orte einer ersten plastischen Verformung mit hoher Versetzungsdichte bei 7% Proben-Verformung gefunden; die Belastungen bei den hier durchgeführten SRK-Versuchen sind größtenteils geringer, und dennoch sind Gleitlinien auch im Korninneren sichtbar. Ferner sind die AFS im untersuchten Material unsichtbar (s. Kap. 2.3.1), so daß nach der AFS-Theorie keine Verformung sichtbar sein dürfte.

Der Riß wächst im grobkörnigen Material etwa normal zur Zugrichtung, wobei er von dieser Richtung nur um 1 bis 2 Korndurchmesser abweicht (Bild 9); wenn Rißverzweigung auftritt, so bleibt ein Ast schon nach 1 Korndurchmesser stehen. Im feinkörnigen Material verhält der Riß sich ähnlich, doch kommt es gelegentlich - aber selten - zum "branching", wonach beide Rißteile zunächst etwa unter einem solchen Winkel zur Zugrichtung, wie er beim Bruch im normalen Zerreißversuch entsteht, dann aber wieder normal zur Zugrichtung wachsen.

Aus dem Riß quellen in der Nähe seiner Spitze gelegentlich Blasen von Wasserstoff hervor, der vermutlich beim Rißwachsen an der Spitze als kathodischer Teilvorgang der Metallkorrosion entsteht. (Daß die Blasen nicht unmittelbar an der Rißspitze austreten, liegt wohl an der günstigeren Austrittsöffnung im etwas zurückliegenden Teil des Risses.) Die Blasenbildung ist bei den feinkörnigen (5 min gegläht) Proben aus AlZnMg3-rein relativ gleichmäßig mit einer Folge von ca. 10 bis 100 sec. je Blase von ca. 100 μm Durchmesser; manchmal kommt sie auch für einige Zeit zum Erliegen, wobei allerdings ein mögliches Entweichen der Blasen zur nichtbeobachteten Probenrückseite berücksichtigt werden muß. Bei den grobkörnigen Proben ist die Blasenbildung sehr viel geringer; beim normal-langsamem Rißwachstum entsteht nur selten eine Blase. Ist dagegen der Riß plötzlich vorgeschneilt, so entweicht für ganz kurze Zeit Wasserstoff aus dem gerade entstandenen Rißstück mit einer Folge von ca. 0,1 bis 1 sec je Blase von wenigen μm Durchmesser. Im verformten Bereich um die Rißspitze entstehen nur wenig Blasen und dann auch nur bei den grobkörnigen Proben. Lochfraß und damit verbundene Wasserstoffblasen treten bei -1100 mV am AlZnMg3-rein kaum auf; die Probenoberfläche bleibt weitgehend glatt. Bei mehr kathodischen Potentialen scheidet sich an der Probenoberfläche Wasserstoff infolge Elektrolyse ab.

4.4 Rißlänge und Dehnung als Funktion der Zeit

In Bild 10 ist dargestellt, wie sich die Rißlänge und die Längenänderung (= Dehnung) der Probe mit der Zeit ändern. Dies wird an 0,2 mm dickem AlZnMg3-rein der Wärmebehandlung $480^\circ\text{C} - 1\text{h}/\text{RT} - \text{H}_2\text{O}/100^\circ\text{C} - 100\text{h}$ bei -1000 mV potentiostatisch gemessen. Die zu Versuchsbeginn aufgebrachte Last bleibt während des ganzen Versuchs konstant.

Ganz deutlich sieht man, daß der Riß nicht kontinuierlich wächst, sondern einmal schneller und einmal langsamer. Somit läßt sich für makroskopische Betrachtungen sinnvollerweise nur eine mittlere Rißausbreitungsgeschwindigkeit angeben, wobei diese von dem Maß der Integration abhängt.

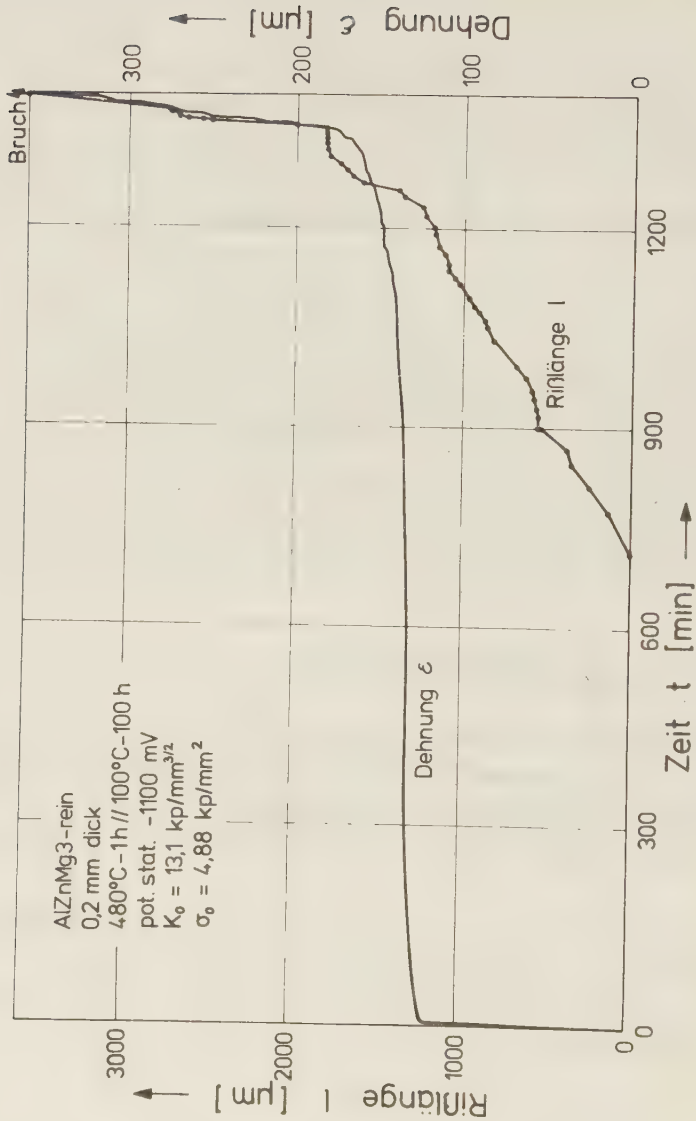


Bild 10: Rißlänge und Probendehnung als Funktion der Zeit

Die Diskontinuität des Reißwachsens ist nicht etwa durch ein Ruckgleiten der sich bewegendenden Teile der Apparatur bedingt. Das mit dem Mikroskop verfolgte Reißwachstum verursacht durch Reißöffnung unter der Zugspannung eine Längenänderung der Probe von nur einigen μm (s. Bild 10), die direkt an der Probe gemessen wird. Die beweglichen Teile der Apparatur werden in ihren Lagern nur um einen Bruchteil davon bewegt (im Verhältnis der Radien der Seilscheiben), wobei die Lager nicht noch etwa mit einem zähen Fett gefüllt sind. Überdies sind die Belastungen im Vergleich zu den Lagerabmessungen klein. Ruckgleiten ("stick-slip") tritt erst bei größeren Verschiebungen und Lasten auf.

Die Unterschiede in der Reißgeschwindigkeit bei mikroskopischer Betrachtung rühren von der unterschiedlichen Orientierung der Korngrenzen zur Reißausbreitungsrichtung her. Dabei wächst der Reiß schneller, wenn eine Korngrenze – es handelt sich ja hier immer um interkristalline SRK – normal zur Zugrichtung und somit in Richtung der makroskopischen Reißausbreitung liegt. Liegt eine Korngrenze dagegen im äußersten Fall senkrecht dazu, so stellt diese für den Reiß ein großes Hindernis dar. Er wächst nur sehr "mühsam" entlang dieser Korngrenze, bis er wieder eine günstiger orientierte Korngrenze findet und ihr folgend wieder schneller wächst (vgl. Bild 11). Nur in sehr seltenen Fällen wächst der SRK-Reiß transkristallin, und dies nur unter erheblicher Verformung des Kornes (vgl. [41]).

Dieser Befund deutet darauf hin, daß die Auflösung von Korngrenzenbereichen allein als SRK-Mechanismus nicht möglich sein kann, weil sonst alle Korngrenzen gleich schnell aufgelöst werden müßten. Die Theorie der AFS (Kap. 1.1) berücksichtigt den unterschiedlichen Korngrenzenangriff bei der SRK dann, wenn sie annimmt, daß die plastische Verformung in den AFS von jenen Korngrenzen stärker ist, die normal zur Zugrichtung liegen. Ob das zutrifft, wird später geklärt (Kap. 6.5). Überdies ist dabei auch die in Kap. 4.3 vorgebrachte Kritik an der AFS-Theorie nicht beachtet.

Die Dehnungs-Zeit-Kurve zeigt zu Beginn die Längenänderung durch das Belasten. Das Aufgeben der Last erfolgt sehr langsam, so daß hierdurch keine Spannungsspitzen und damit unzulässige Verformungen hervorgerufen werden. Dagegen enthält die gemessene Anfangs-

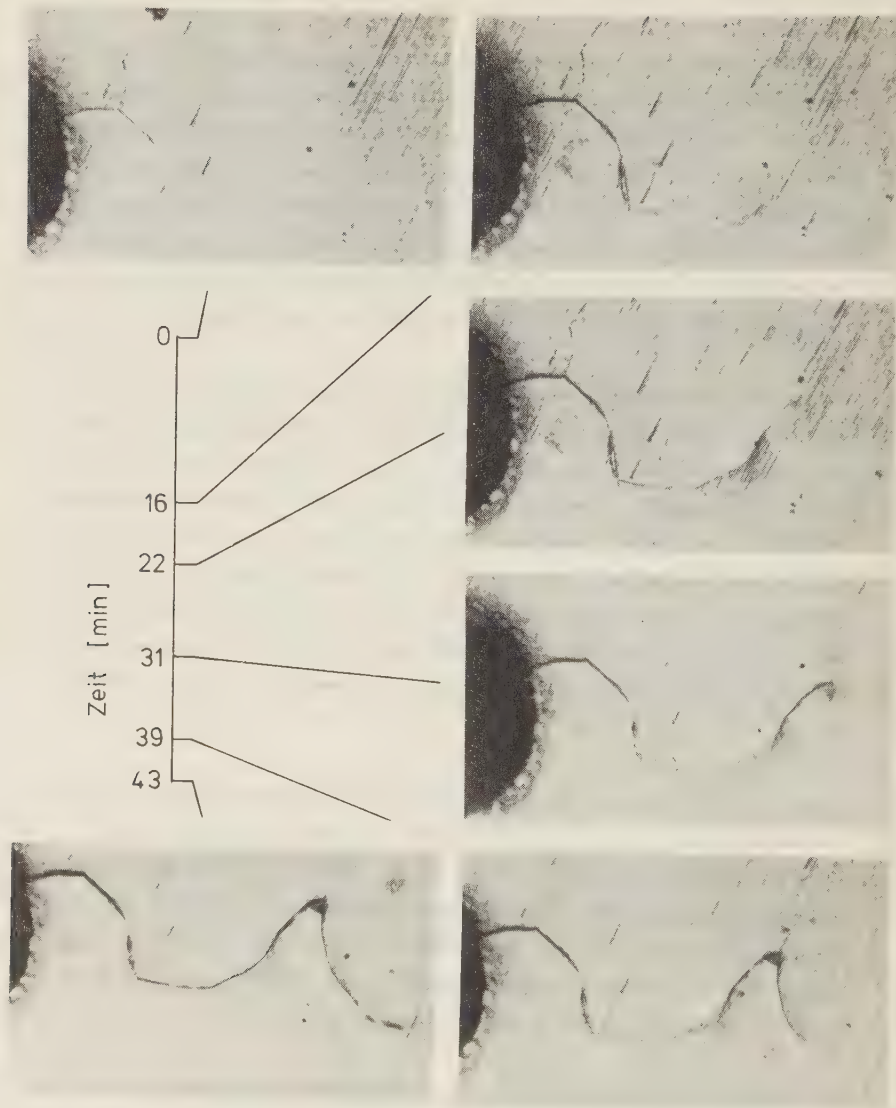


Bild 11: Diskontinuierliches Rißwachsen
 AlZnMg3-rein, 1 mm dick
 480°C -1h-Vak/RT-H₂O/100°C-100h
 1n NaCl, -1100 mV

dehnung jenes Spiel, das naturgemäß in der Probenhalterung, nicht jedoch in den sehr fest spannenden Klemmbanken zwischen diesen und der Probe, vorhanden ist. Die Längenänderung der Probe, d.i. die Dehnung, ist zunächst elastisch, jedoch schon bei relativ geringen Lasten in einem kleinen Bereich um den Kerbgrund plastisch, wie die Kerbspannungslehre zeigt.

An die Dehnungszunahme durch das Belasten schließt sich die Kriechdehnung an. Diese sollte – streng genommen – nicht vorhanden sein, wenn man sich mit der Last ausschließlich im elastischen Teil der Spannungs-Dehnungs-Kurve befindet. Die Kriechdehnung beweist also, daß zumindest lokal plastische Verformungen auftreten. Beim Vergleich mit anderen Arbeiten an teilweise auch anderen Werkstoffen ist zu beachten, daß dort im allgemeinen Belastungen oberhalb der Elastizitätsgrenze an ungekerbten Proben benutzt wurden.

Über eine längere Zeit bleibt die Dehnung konstant, und es wird auch kein Riß beobachtet. Jedoch nimmt dann die Dehnung zu (um $1,4\text{ }\mu\text{m}$), noch ehe der erste Riß sichtbar wird. Der Riß ist erst zu erkennen, wenn er $2\text{ }\mu\text{m}$ (s. Kap 4.2) weit geöffnet ist, was einer Probendehnung von etwa gleicher Größenordnung entspricht. Die Empfindlichkeit des induktiven Verlagerungsaufnehmers von $0,137\text{ mm/V}$ ließe die Messung weit geringerer Probendehnungen zu. Die Meßgrenze wird jedoch durch äußere Einflüsse bestimmt: Erschütterungen in der Umgebung des Meßplatzes rufen – wenn auch sehr geringe – elastische Verformungen von Probe und Meßanordnung hervor (eine Lastveränderung der Belastungseinrichtung von 50 p verursacht durch die Hebelverstärkung an einer der in Bild 10 verwendeten Proben eine Dehnungsänderung von $1\text{ }\mu\text{m}$); Temperaturschwankungen beeinflussen zwar den Wegaufnehmer kaum, dagegen aber die Dehnungsmessung infolge unterschiedlicher Wärmeausdehnung der verschiedenen Werkstoffe (trotz Thermostatisieren von Probe, einem Teil der unteren Probenhalterung (beide in der Lösung) und der den Wegaufnehmer enthaltenden Säule ruft an den nicht gewärmten Teilen eine Schwankung der Raumtemperatur um $1\text{ }^\circ\text{C}$ eine Dehnungsänderung von $2\text{ }\mu\text{m}$ hervor). In diesem Zusammenhang müssen Messungen [7] kritisch gewertet werden, in denen einer Längenänderung der Proben von $0,5\text{ }\mu\text{m}$ der erste SRK-Anriß zugeordnet wird.

Wenn der erste Riß sichtbar wird, hat die Dehnung um $2\text{ }\mu\text{m}$ gegenüber dem lange Zeit konstanten Wert zugenommen. Diese Zunahme als Sprung aus dem Schreiberprotokoll herauszulesen, wäre gewagt. Auf jeden Fall kann festgestellt werden: Das Rißwachsen ist mit einer Zunahme der Probendehnung verbunden, was ja zu erwarten war. Umgekehrt kann jedoch nicht aus einer geringen Dehnungszunahme zwangsweise auf ein Rißwachsen oder gar dessen Beginn geschlossen werden.

Auch im weiteren Verlauf ist zunächst die Zunahme der Rißlänge wesentlich deutlicher als die der Dehnung. Dabei stimmen im allgemeinen die Geschwindigkeiten von Rißwachstum und Dehnungszunahme zeitlich überein. Wo dies nicht der Fall ist, sind die Ursache nicht Fehler in der Rißlängenmessung, sondern plastische Verformungen ohne Rißwachsen, die sich als Abgleitungen zeigen.

Bei schon weiter fortgeschrittenen Rissen – und damit geringerem Restquerschnitt bei gleicher Last – werden die Stufen in der Dehnungs-Zeit-Kurve deutlicher und auch meist von der Rißlängenmessung bestätigt, auch wenn diese als diskontinuierliches Meßverfahren mittelt. Dabei werden kurz vor dem Bruch auch jene Dehnungssprünge (von $10\text{ }\mu\text{m}$ und mehr) erreicht, wie sie an anderen Werkstoffen gefunden wurden [50, 80] .

4.5 Einfluß der Last auf Riß- und Dehnungsgeschwindigkeit

Wie die zahlreichen Spannungs-Standzeit-Kurven [38, 39, 46] vermuten lassen, beeinflußt die Last nicht nur die Inkubationszeit, sondern auch die Rißausbreitung.

4.5.1 Einfluß der Last auf das Rißwachstum

Die Kurven von Bild 10 gelten für eine bestimmte, zu Versuchsbeginn aufgebrachte und für die Dauer des Versuchs konstante Last. Mit wachsender Länge des Risses nimmt der verbleibende Querschnitt der Probe ab; damit steigt die Spannung in diesem. Außerdem nimmt die Kerbwirkung zu.

Die in Bild 10 mit σ_0 bezeichnete Ausgangsspannung bedeutet also jene gleichmäßig verteilte Spannung, die an der gekerbten Stelle ohne SRK-Anriß im noch verbleibenden Querschnitt zu Versuchsbeginn wirkt; die Spannungsüberhöhung durch die Kerbwirkung ist dabei nicht berücksichtigt. In zahlreichen fremden Arbeiten werden zumeist ungekerbte Proben verwendet und als Parameter für die Spannungsabhängigkeit der SRK die Ausgangsspannung in der glatten, noch nicht korrosionsgeschädigten Probe zu Versuchsbeginn benutzt. Mit dieser Spannung kann also das σ_0 der vorliegenden Arbeit nur bedingt verglichen werden, eben bei Vernachlässigung der Kerbwirkung. Für erste Vergleiche mit fremden Arbeiten, aber auch mit den Materialkennwerten, ist σ_0 jedoch durchaus geeignet. (Bezüglich der Angabe K_0 in Bild 10 s. Kap. 4.5.2)

In Bild 12 ist dargestellt, wie der Verlauf der Rißlänge über der Zeit von der Ausgangslast abhängt. Bei sehr kleinem σ_0 (Kurve A) ist lange Zeit kein Riß zu beobachten. Sobald sich ein Anriß zeigt, wächst dieser mit - in grober Näherung - gleichbleibender Geschwindigkeit $v = \frac{\Delta l}{\Delta t}$, wobei Δt die Änderung der Zeit t und Δl die Änderung der Rißlänge l währenddessen bedeutet. Hat der Riß eine gewisse Länge (ca. 1200 μm bei Kurve A) erreicht, so wird seine Geschwindigkeit rasch immer größer, bis der Bruch eintritt.

Bei etwas höherer Ausgangslast (Kurve B) zeigt sich qualitativ der gleiche Verlauf wie in Kurve A. Der Anriß entsteht jedoch wesentlich früher und die Anfangsgeschwindigkeit ist größer. Im Falle noch höherer Ausgangsspannung wie in Kurve D ist die Inkubationszeit nur wenige Minuten lang; die Rißausbreitung setzt gleich mit einer höheren Geschwindigkeit ein.

Die Ausgangsspannung hat also wesentlichen Einfluß auf die Inkubationszeit T_i . Besonders bei kleinerem σ_0 wird T_i nicht mehr vernachlässigbar klein, wie in [29] angegeben wird. Hiernach sei auch die Spannung ohne Einfluß auf T_i , während in [46] ebenfalls eine Abhängigkeit der Inkubationszeit von der aufgetragenen Spannung gefunden wird.

Die Standzeit, d.i. die Zeit vom Belastungsbeginn bis zum Bruch der Probe, ist wesentlich kürzer als nach [29] bei gleichen Spannungen. Hierin zeigt sich die größere SRK-Empfindlichkeit der reinen AlZnMg3-Legierung gegenüber der technischen (vgl. Kap. 2.1.1).

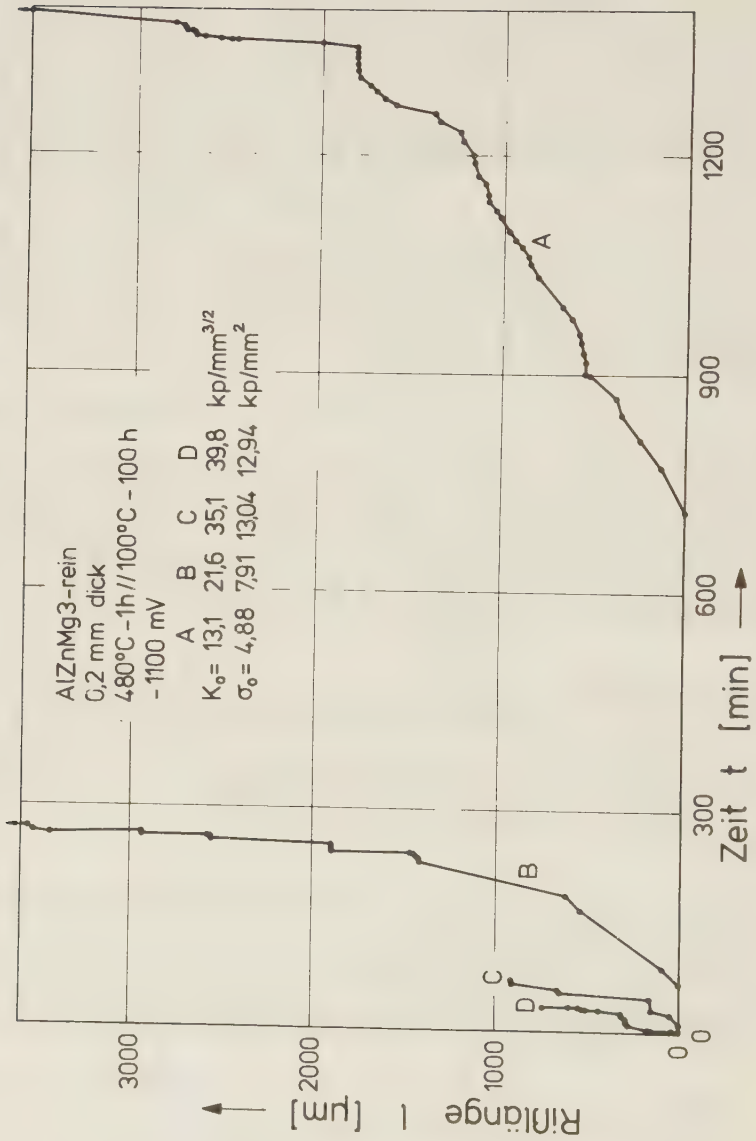


Bild 12: Einfluß der Last auf die Rißgeschwindigkeit

Eine untere Grenzspannung, wie sie in [29, 46] für AlZnMg3-tech gefunden wird und unterhalb derer zwar noch "von Lochfraßstellen ausgehende Mikrorisse auftreten, diese aber nicht mehr über makroskopische Strecken fortschreiten" [46] und zum Bruch der Probe führen, gibt es - zumindest für die in Bild 12 angegebenen Versuchsbedingungen - nicht. Diese Grenzspannung liegt nach [29, 38, 39, 46] für technisches AlZnMg3 bei 12 kp/mm^2 mit $\sigma_B = 50 \text{ kp/mm}^2$. Der geringeren Festigkeit des in Bild 12 verwendeten Materials Rechnung tragend, würde hier die Grenzspannung etwa 7 kp/mm^2 betragen. Kurve B liegt gerade bei und Kurve A erheblich unter diesem Wert. Allerdings ist zu beachten, daß durch Kerbwirkung die niedrige Spannung σ_0 lokal auf einen Wert erhöht werden kann, der über der Grenzspannung liegt.

Es ist demnach bei SRK-Untersuchungen zweckmäßig, den Einfluß von Kerben zu berücksichtigen (vgl. [81]), da in der Praxis solche meist vorhanden sind (in Form von Oberflächenrauigkeit, Ermüdungsrissen, Lochfraß).

4.5.2 Kerbwirkung und Spannungsintensitätsfaktor K

Die Spannungsüberhöhung am Grund von Kerben oder Rissen läßt sich mit Hilfe der Kerbspannungslehre [82] oder mit der einfacheren Bruchmechanik [83, 84, 85] berechnen. Hier soll die letzte benutzt werden; aber ohne auf sie eingehen zu wollen, müssen die Grenzen ihrer Anwendbarkeit auf die vorliegenden Untersuchungen abgesteckt und ihre Kenngrößen erläutert werden.

Von den nach der Symmetrie des Verzerrungszustandes der Rißufer unterschiedenen drei Fällen ("Bruchmode") von Spannungsfeldern vor einem Riß liegt hier der Fall I (= Rißaufweitung) vor. *) Die Berechnung dieser Spannungsfelder ist hinreichend einfach möglich für folgende Annahmen:

*) Im folgenden wird die Kennzeichnung der Größe K mit dem Index "I" unterlassen, da andere Fälle nicht diskutiert werden.

- a) Der Probekörper sei homogen und isotrop. Die Isotropie ist bei rekristallisiertem Gefüge gegeben, wenn die Körner nicht so groß zu den Probendimensionen sind, daß ihre innere Anisotropie stört. Metalle allgemein (mit Ausnahme von Einkristallen hochreiner kfz- oder hexdP-Metalle) und Vielkristalle im besonderen sind nicht homogen, doch stört das bei Einkristallen oder sehr feinkristallinem Material wenig. Beide genannten Eigenschaften liegen bei den untersuchten Werkstoffen nur bedingt vor.
- b) Der Probekörper zeige linear-elastisches Verhalten. Diese Forderung ist hier wie bei den meisten Metallen nicht erfüllt. Man kann jedoch noch einigermaßen gut rechnen, wenn man annimmt, daß nach Erreichen einer Fließgrenze das Material ideal-plastisch fließt. Auch diese Forderung wird von den untersuchten Werkstoffen wegen der Verformungsverfestigung nicht erfüllt, doch kommen ihr die hochfest ausgelagerten AlZnMg3-Legierungen mit hohem Streckgrenzenverhältnis ziemlich nahe. Noch näher kommt man dem Real, wenn man eine lineare Verfestigung annimmt, jedoch wird die Rechnung kompliziert.
- c) Die Form der Kerbe ebenso wie die des sich beim Bruch ausbreitenden Risses werde durch einen Schnitt im mathematischen Sinne idealisiert. Die mit Hilfe der Elektroerosion in die Proben eingebrachten Kerben haben endliche Krümmungsradien (s. Kap. 4.2) und weichen damit von der gestellten Forderung ab. Ermüdungsrisse, wie sie vielfach als Ersatz für mathematische Kerben benutzt werden, haben in 7075-T6 $6,5 \mu\text{m}$ Radius, Bild 7 [70, 71 Fig. 12] .
- d) Der Probekörper sei in der Belastungsebene - z.B. x-y - unendlich ausgedehnt und werde dort mit einer Spannung σ belastet (in der x-Richtung kann sie auch zu Null gemacht werden); in z-Richtung sei der Körper entweder unendlich dick oder unendlich dünn. Die Probengeometrie im vorliegenden Fall ist aber endlich und bleibt damit weit hinter der gestellten Forderung zurück.

Unter den genannten Annahmen, die hier aber nicht erfüllt sind, ist das Spannungsfeld um die Riß- oder Kerbspitze als Polarkoordinaten-Ursprung gegeben zu:

$$\begin{aligned}\sigma_{xx} &= \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \cos \frac{\varphi}{2} \cdot \left(1 - \sin \frac{\varphi}{2} \cdot \sin \frac{3}{2} \varphi\right) \\ \sigma_{yy} &= \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \cos \frac{\varphi}{2} \cdot \left(1 + \sin \frac{\varphi}{2} \cdot \sin \frac{3}{2} \varphi\right) \\ \tau_{xy} &= \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \cos \frac{\varphi}{2} \cdot \sin \frac{\varphi}{2} \cdot \cos \frac{3}{2} \varphi\end{aligned}\quad (2).$$

Die Konstante K - Spannungsintensitätsfaktor genannt - ist dabei mit der Kerb- oder Rißlänge a

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (3)$$

und charakterisiert den Spannungsanstieg an der Rißspitze. Ähnlich wie die Bruchfestigkeit eine Werkstoffkenngröße ist und experimentell gefunden wird, so läßt sich auch für K experimentell jener Wert bestimmen, bei dem das Material bricht; diese kritische Größe heißt K_c .

Die Anwendbarkeit der Gl. (2) und (3) wird also durch die Annahme (a) bis (d) erheblich beschränkt. Der Annahme (a) werden noch am besten (s. Tab. 2) die feinkristallinen technischen Legierungen mit sehr langer Auslagerungszeit und die dicken AlZnMg3-rein mit 5^m bis 7^m Glüh- und sehr langer Auslagerungszeit mit nach Bild 3 feinem und rekristallisiertem Korn gerechnet, die alle ein Streckgrenzenverhältnis $\sigma_{0,2} / \sigma_B = 0,85 \div 0,87$ haben. Zu berücksichtigen ist noch, daß alle Metalle - von Einkristallen und Walztexturen abgesehen - quasiisotrop sind, in ausreichendem Maß auch die untersuchten; die mikroskopische Inhomogenität der Metalle liegt um etwa zwei Größenordnungen unter jener, in der die Bruchmechanik mit ihren Spannungsfeldern arbeitet. Die Annahme (b) der reinen Linear-Elastizität wird zufriedenstellend nur erfüllt, wenn die an der Probe angelegte Spannung sehr klein im Vergleich zur Elastizitätsgrenze σ_{el} ist; dann ist nämlich jener Bereich, in dem die Fließgrenze überschritten ist, vernachlässigbar klein.

Die Annahme (c) erweist sich als nicht gravierend [71, 72, 76, 86] , wie in Kap. 4.2 dargelegt ist. Die Radien der vorliegenden Probenkerben beeinflussen also K_c nicht. Ob SRK-Risse schärfer als Ermüdungsrisse oder gar mathematisch scharf oder aber infolge Metallauflösung am Rißgrund ("blunting") stumpf sind, ist nicht geklärt. Es gibt für endlichen Krümmungsradius Q im Kerbgrund Lösungen ähnlich Gl. (2) [85 S. L. 7 ff, 86] ; die darin enthaltene Konstante entspricht Gl. (3). Auch in [82] wird mit endlichem Kerbgrundradius gerechnet. Doch alle diese Rechnungen verbessern im vorliegenden Fall die durch andere Dinge beeinträchtigte Genauigkeit gegenüber der Annahme $Q=0$ nicht.

Was die Annahme (d) betrifft, so läßt sich Gl. (3) in der Form

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \cdot f\left(\frac{a}{b}\right) \quad (4)$$

schreiben, wobei die Funktion f vom Verhältnis der Rißlänge a zur Plattenbreite b , durch die der Riß hindurch wächst, abhängt und Randeffekte, die sich aus dem Übergang von der unendlichen zur endlichen Probe ergeben und zu Ungenauigkeiten führen, und die Lage der Kerbe oder des Risses in der Probe berücksichtigt, Bild 13 [84 S. 10 und S. 12, 85 S. B 17]. Ebenso läßt sich mit Hilfe von $f\left(\frac{a}{b}\right)$ die Probenlänge, Bild 14 [85 S. B 13] , berücksichtigen.

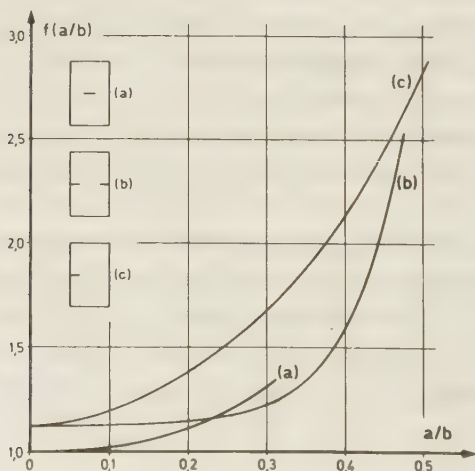


Bild 13: Korrekturfunktionen $f(a/b)$ für Risse der Länge a in gezogenen Platten der endlichen Breite b . (nach [85 S. B 17])

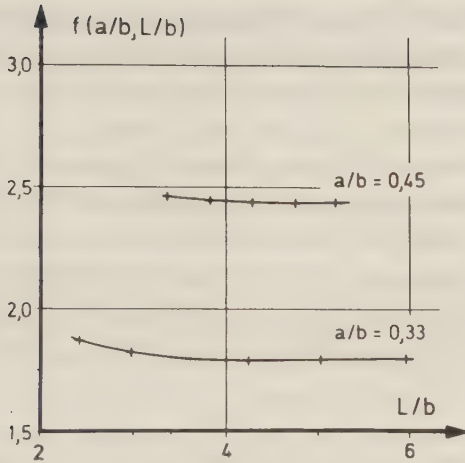


Bild 14: Abhängigkeit der Korrekturfunktion $f(a/b)$ von der Plattenlänge L .
(nach [85 S. B 13])

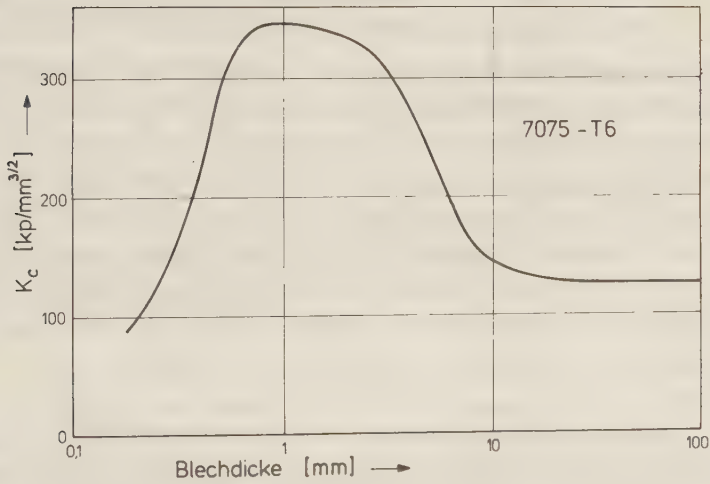


Bild 15: Einfluß der Blechedicke auf den kritischen Spannungsintensitätsfaktor K_c
(nach [83 S. 8])

Von besonderem Einfluß auf den Spannungsintensitätsfaktor K_c ist die Probendicke, wie aus Bild 15 für den kritischen Wert K_{c_c} ersichtlich ist, der aus Messungen der Bruchzähigkeit $G_c = K_{c_c}^2/E$ an 7075-T6 gewonnen wurde [83]. Bei dicken (über ca. 12 mm) Proben ist K_{c_c} am kleinsten und unabhängig von der Dicke.

Zu geringeren Dicken hin findet ein Übergang zu hohen K_c -Werten statt mit dem Maximum bei etwa 0,95 mm. Bei noch dünneren Proben fällt K_c rasch ab, da mit der Dicke gegen Null auch K_c gegen Null gehen muß. Weil die Bruchzähigkeit eine Bruchenergie ist, gibt das Bild 15 an, daß beim Übergang von dicken zu dünnen Proben mehr Arbeit zur Herbeiführung des Bruches benötigt wird. Da der weitaus größte Anteil in der Energiebilanz des Bruches auf die plastische Verformung entfällt, wird klar, daß dünnere Proben wesentlich stärker verformt werden.

In dicken Proben ist der Anteil des dreiachsigen Spannungszustandes der ebenen Dehnung (plane strain), in dem keine Verformungen möglich sind, an der gesamten Probendicke groß. Dieser ebene Dehnungszustand liegt streng genommen nur in der Symmetrieebene der Proben vor, jedoch ist bei Abweichungen zu den Oberflächen hin der Spannungszustand in guter Näherung noch dreiaxial. Der zweiaxiale Spannungszustand der ebenen Spannung (plane stress) ist exakt nur an der Probenoberfläche vorhanden, doch ist er auch noch in einer gewissen Tiefe genügend gut gegeben. Bei dicken Proben ändert sich der Absolutbetrag dieser Tiefe mit der Probendicke kaum, so daß bei sehr dicken Proben der Anteil der ebenen Spannung vernachlässigbar klein wird. Dagegen überwiegt er bei dünnen Proben; in sehr dünnen Proben ist, mit Ausnahme der durch ebene Dehnung charakterisierten Probenmitte, fast ausschließlich ebene Spannung vorhanden. Da die Fließ- (oder Abgleit-) -behinderung im ebenen Dehnungszustand naturgemäß mit einer höheren Festigkeit verbunden ist, wie auch Tab. 2 zeigt, und diese nach Gl.(3) den K -Wert beeinflusst, muß mit sinkendem Anteil des mehrachsigen Spannungszustandes an der Probendicke auch K_c sinken; Bild 15 zeigt das deutlich.

Bei den vorliegenden SRK-Untersuchungen wird meist grobkörniges Gefüge verwendet, welches verformungsärmer bricht als Feinkorngefüge (vgl. Tab. 2 und Bild 3). Aus diesem Grunde ist die Darstellung in Bild 15 nur qualitativ gültig. In den 0,2 mm dicken Proben

herrscht also im wesentlichen ebener Spannungszustand; in den 1,0 mm dicken Proben ist er gemischt mit dem höherfesten und verformungsärmeren ebenen Dehnungszustand. Für die Ermittlung des K-Wertes der untersuchten Proben wird Gl. (4) benutzt mit der Korrekturfunktion nach Kurve (c) in Bild 13. Mit deren Approximationspolynom wird K berechnet aus:

$$K = \frac{P}{b \cdot d} \cdot \sqrt{a} \cdot \left[1,99 - 0,41 \frac{a}{b} + 18,70 \left(\frac{a}{b} \right)^2 - 38,48 \left(\frac{a}{b} \right)^3 + 53,85 \left(\frac{a}{b} \right)^4 \right] \quad (5).$$

Hierin ist die aufgebrachte Kraft P, die Probendicke d und die Breite der ungekerbten Probe b; die Länge von Kerbe plus Riß ist a. Der Einfluß der Plattenlänge nach Bild 14 ist wegen $L/b = 3,3$ und $a/b > 0,25$ zu vernachlässigen. Es sei jedoch deutlich darauf hingewiesen, daß die so ermittelten K-Werte keine Materialkenngrößen der Bruchmechanik sind (die ja hier nicht mehr streng gültig ist) und als solche nicht aufgefaßt werden dürfen, sondern lediglich mit Hilfe der Bruchmechanik ermittelte Kennwerte zur Charakterisierung der Kerbwirkung in den hier benutzten Proben. *) K_0 ist dann der K-Wert zu Versuchsbeginn (vgl. Kap. 4.5.1 bezüglich σ_0).

4.5.3 Rißgeschwindigkeit als Funktion von K

Bild 12 hat gezeigt, daß die SRK auch bei sehr kleinen Lasten nicht verhindert werden kann. Das bekräftigt die in Kap. 4.1 gemachte Aussage, wonach die Frage nach der Standzeit genauer zu stellen ist. "Wann tritt der erste Anriß auf und wie schnell wächst dieser?" Und, weil die erste Teilfrage nach Kap. 4.1 und 4.4 nicht exakt beantwortet werden kann, "bleibt, wenn ein SRK-Riß in einem Bauteil festgestellt worden ist, noch genügend Zeit, um Sicherheitsmaßnahmen zu ergreifen und Folgeschäden zu verhüten?" Es ist also eine Frage nach der Rißausbreitungsgeschwindigkeit.

Die Darstellung der Rißausbreitungsgeschwindigkeit v als Funktion der Ausgangsspannung – ohne oder mit Kerbe – ist unsinnig, da v während des Rißwachstums zunimmt. Die Um-

*) So ergibt sich für die hier durchgeführten SRK-Versuche im Moment des Bruchs ein K-Wert, der um ein Mehrfaches (ca. 3-fach) über dem von Speidel [33, 62, 64] gemessenen, der etwa mit K_{IC} übereinstimmt, liegt.

rechnung der Ausgangsspannung in die Momentanspannung nach [59] zum Zwecke einer verbesserten Auftragung von v erweist sich als unsicher [60] . Überdies erfaßt sie ebenso wie die Feststellung der Momentanspannung während des Versuchs die Kerbwirkung durch den Riß ungenügend. Daher wird hier eine Darstellung der gemessenen Rißausbreitungsgeschwindigkeit v von im gleichen Moment herrschenden K -Wert gewählt, wie sie bereits Speidel [33, 62, 64] und andere [62, 87, 88] gezeigt haben.

Nach Bild 12 läuft die Rißausbreitung ungleichmäßig ab. Für die Darstellung v über K (Bild 16) kann sinnvollerweise nur eine mittlere Rißgeschwindigkeit betrachtet werden, wobei die Mittelung allein die Stufen glätten soll. Dazu wird die gemessene l - t -Kurve durch eine positiv gekrümmte Funktion angenähert. Durch Auswertung derselben werden v als Steigung der l - t -Kurve und K nach Gl. (5) an derselben Stelle berechnet.

Die Rißausbreitungsgeschwindigkeit v ist während der Inkubationsperiode Null (vgl. Bild 12). Danach setzt die Rißausbreitung mit endlichem v ein und wird anfänglich nur wenig schneller; ab ca. $K = 30 \text{ kp/mm}^{3/2}$ nimmt v stärker mit K zu.

Nun gibt es eine Grenze, jenseits derer die Auftragung von v über K unsinnig wird; in Bild 16 sind die Kurven in diesem Bereich gestrichelt gezeichnet. Die Grenze ergibt sich aus folgender Überlegung. Um die Rißspitze bildet sich ein Bereich plastischer Verformung, wo die sich aus Gl. (2) ergebende Spannungsspitze abgebaut wird. Die Größe dieses Bereichs, der plastischen Zone also, ist nach dem Modell von Irwin-McClintock [85 S. 19] gegeben

$$\begin{aligned} r_{FS} &= \frac{K^2}{2\pi\sigma_F^2} \cdot \cos^2 \frac{\varphi}{2} \cdot \left(1 + 3 \sin^2 \frac{\varphi}{2}\right) \\ r_{FD} &= \frac{K^2}{2\pi\sigma_F^2} \cdot \cos^2 \frac{\varphi}{2} \cdot \left[\left(1 + 3 \sin^2 \frac{\varphi}{2}\right) - 4\nu(1-\nu)\right] \end{aligned} \quad (6).$$

Dabei ist K wieder der Spannungsintensitätsfaktor nach dem hier allein vorliegenden Bruchmode I; σ_F ist die Fließgrenze, die durch $\sigma_{0,2}$, besser aber durch σ_{e1} nach Tab. 2 gegeben ist; ν ist die Poisson-Zahl, die zur Abschätzung mit 0,33 angenommen werden kann; r und φ sind Polarkoordinaten mit der z -Achse senkrecht zur Rißausbreitungs- und zur Zugrichtung. Für die beiden Spannungszustände der ebenen Spannung und der ebenen Dehnung ergeben

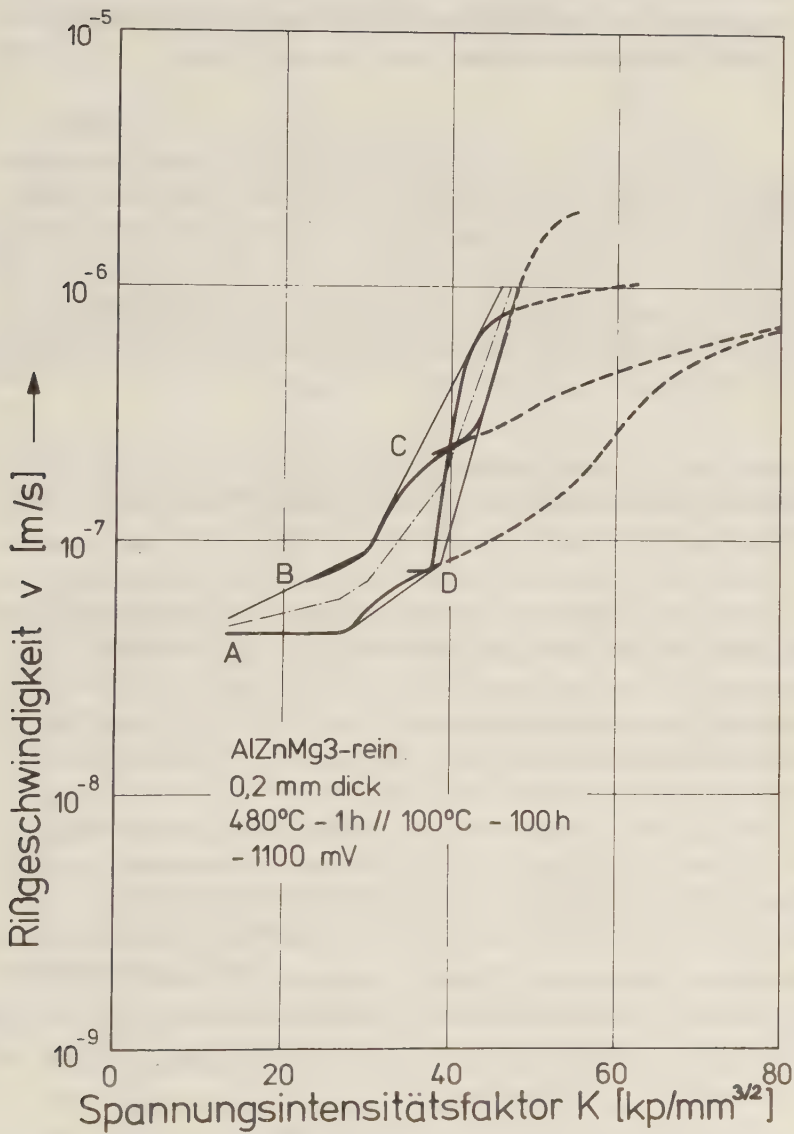


Bild 16: Zusammenhang zwischen Rißausbreitungsgeschwindigkeit v und Spannungsintensitätsfaktor K .

sich unterschiedlich große plastische Zonen r_{FS} bzw. r_{FD} . Da in den Proben von Bild 16 fast ausschließlich der Zustand der ebenen Spannung herrscht, ergibt sich aus Gl. (6) für die größte Ausdehnung der plastischen Zone, d.h. in der Rißebene

$$r_{FS} = \frac{K^2}{2 \pi \sigma_F^2} \quad (7).$$

Durch den Spannungsspitzen-Abbau infolge plastischer Verformung wird im Spannungsfeld der Übergang vom elastischen zum plastischen Teil so verschoben, daß von der Rißspitze die plastische Verformung bis in die Entfernung $2 \cdot r_F$ reicht. Die Berechnung von K, die nach der Bruchmechanik lineare Elastizität voraussetzt (Kap. 4.5.2), wird unmöglich, wenn die Summe aus Kerbtiefe, Rißlänge und plastischer Zone ($= 2 \cdot r_F$) größer oder gleich der Probenbreite wird, wenn also im Ligament kein elastisch verformter Bereich mehr vorhanden ist. Das ist die Grenze, ab der in Bild 16 die Kurven gestrichelt sind.

In Kurve D von Bild 16 deutet sich an, wie die log v-K-Kurve mit wachsendem K verlaufen würde, wenn die Voraussetzungen der K-Berechnung noch erfüllt wären. Dieser Verlauf stimmt etwa überein mit dem Teil III der Speidel-Kurven [33, 62, 64].

Die Kurven A und B differieren um den Faktor 2, was aber noch als hinreichend genau angesehen werden kann; die Kurven B und C stimmen gut überein. Mit den Speidel-Kurven stimmen diese Kurventeile nur bedingt überein; sie sind auch dort nicht einheitlich. Insbesondere kann hier der steile Anstieg der log v-K-Kurve bei kleinen K-Werten (s. Speidel) nicht gefunden werden. Dies mag mit der anderen Versuchstechnik zusammenhängen. Während bei jenem mit Hilfe der DCB-Proben (s. Kap. 4.1 und [33, 62, 63, 64, 65]) die Kurve von hohen zu niedrigen Werten von K durchfahren wird, beginnen die Kurven in Bild 14 bei einem bestimmten K-Wert, der mit wachsender Rißlänge zunimmt. Ursachen für die bei Speidel geringere Streuung im Gegensatz zu Bild 16 dürften sein: die Körner sind durch die Walz-Verformung sehr langgestreckt; Kerbe und Riß sind zu den Körnern so orientiert, daß diese dem Riß den geringsten Widerstand entgegensetzen; die Korngröße beträgt 40 bis 400 μm (aus [33 S. 127 und S. 156]) bei 25 mm dicken Proben. Beim Vergleich der absoluten Werte mit jenen aus den Speidel-Darstellungen muß berücksichtigt werden, daß die Versuchs-

bedingungen teilweise erheblich voneinander abweichen. Der Streubereich der Reißgeschwindigkeit um $\pm 10\%$ mit der strichpunktierten Mittellinie ist in Bild 16 dünn eingetragen.

4.5.4 Einfluß der Last auf die Dehnungsgeschwindigkeit

In Bild 17 sind die während des SRK-Versuchs gemessenen Probendehnungen über der Zeit bei verschiedenen Ausgangsspannungen dargestellt. Es sind dies dieselben Versuche wie in Bild 12. Erwartungsgemäß wächst die elastische Dehnung mit der Last; ebenso steigt die Kriechgeschwindigkeit im Anschluß an die Belastung. Bei sehr kleiner Belastung kommt das rein mechanische Kriechen zum Stillstand, bevor die Probenlänge aufgrund des wachsenden SRK-Risses einsetzt (Kurve A). Bei höheren Belastungen überlappen sich beide Vorgänge.

Glättet man die Dehnung - Zeit-Kurven in ähnlicher Weise wie die Reißlänge - Zeit-Kurve, so kann man den Verlauf der Dehnungsgeschwindigkeit über der Zeit auftragen (Bild 18). Die Kurven haben Ähnlichkeit mit jenen aus [50, 54] für Cr-Ni-Stahl, auch wenn das im doppelt-logarithmischen Maßstab lineare Kriechgesetz hier nicht gefunden wird. Die Dehnungsgeschwindigkeit durch Kriechen nimmt mit der Zeit ab, diejenige durch SRK-Reißwachstum nimmt zu. Wie Bild 17 schon zeigt, sind je nach Belastung beide Vorgänge getrennt oder überlappt. Um dieses zu verdeutlichen, ist eingetragen, wann der SRK-Reiß erstmals sichtbar wird. Daraus ist ersichtlich, daß der Anriß schon vor dem Abknicken der $\dot{\epsilon}$ -t-Kurve zu hohen Werten auftritt und nicht erst im Knickpunkt, wie in [50] beschrieben wird.

4.5.5 Auswirkung von Laständerungen

Nachdem im Vorangegangenen ein starker Einfluß der Last auf das Reißwachstum und - davon abhängig - die Probendehnung festgestellt worden ist, wird in Bild 19 gezeigt, wie sich eine Verkleinerung der Last auswirkt.

Wenn der Reiß ein gutes Stück gewachsen ist, wird die Belastung der Probe soweit verringert, bis - unter Berücksichtigung der Kerbe - ungefähr wieder die Spannungsverhältnisse zu Versuchsbeginn erreicht sind, wie in Bild 19 oben angedeutet ist. Der Reiß bleibt stehen und wächst erst nach einer "neuen Inkubationszeit" weiter. Die Dehnung - Zeit-Kurve verdeutlicht das. Dieser Befund bestätigt, daß die $\log v$ -K-Kurve, genauer

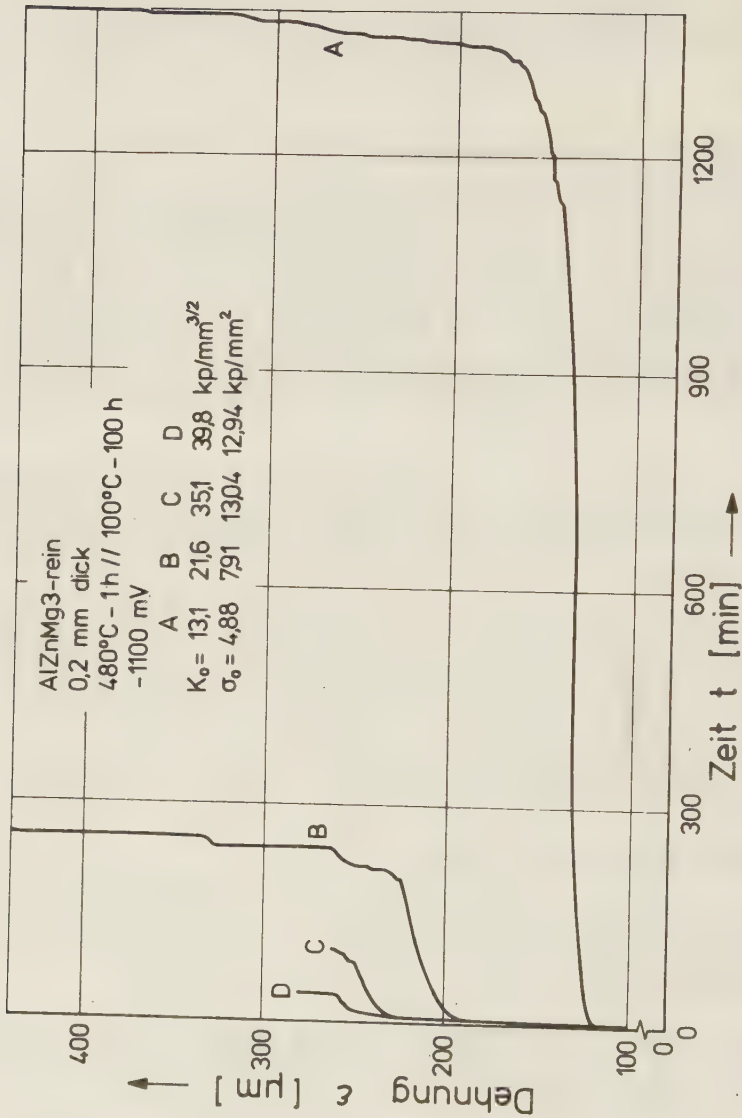


Bild 17: Einfluß der Last auf die Dehnungsgeschwindigkeit

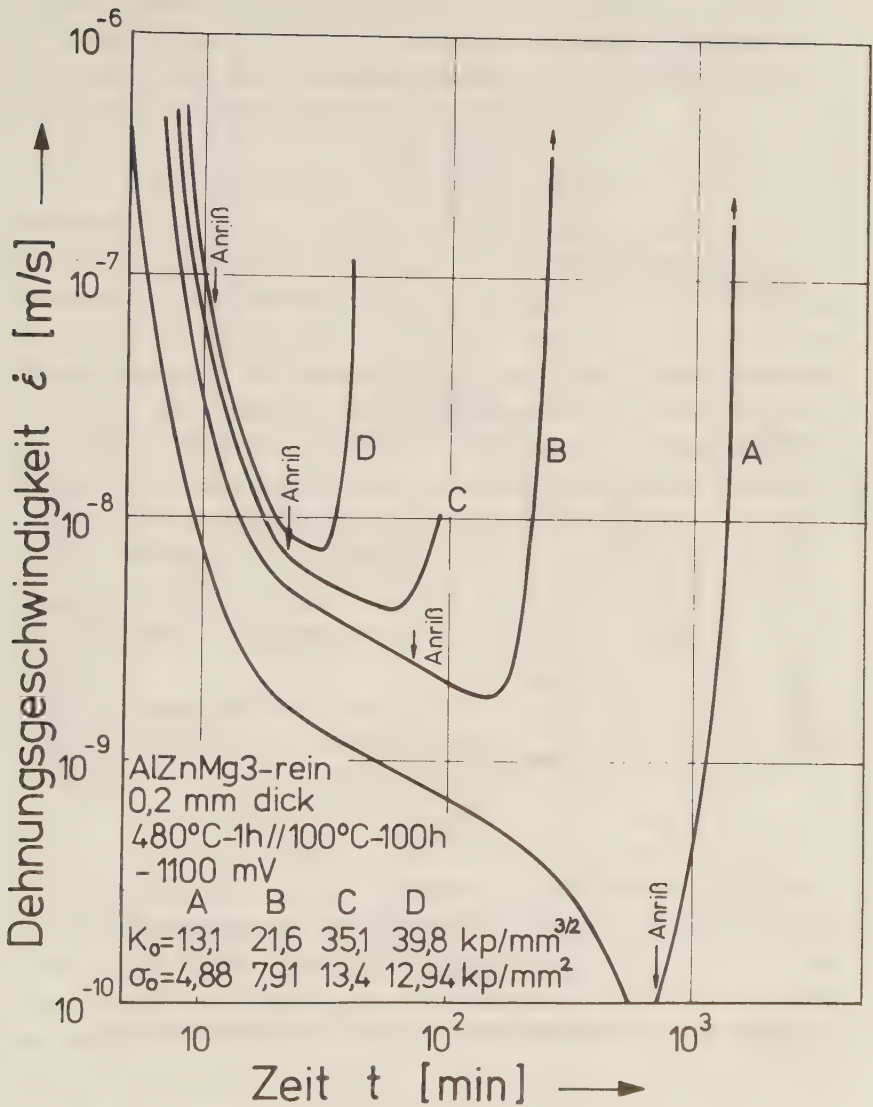


Bild 18: Änderung der Dehnungsgeschwindigkeit mit der Zeit bei verschiedenen Belastungen

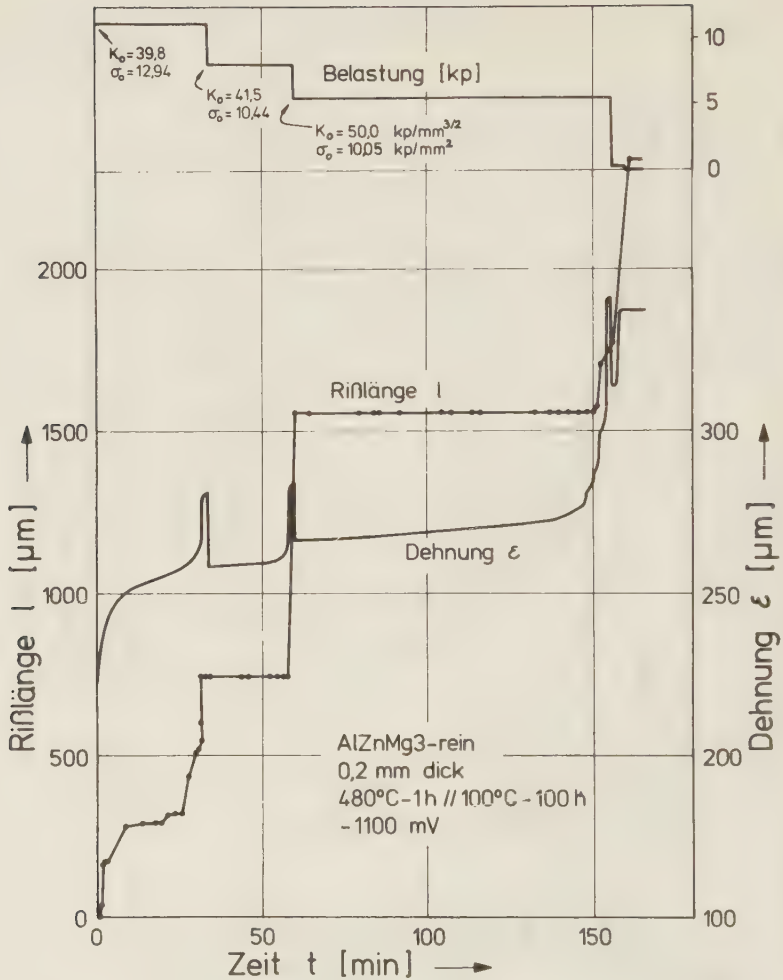


Bild 19: Einfluß von Laständerungen auf Riß- und Dehnungsgeschwindigkeit

zumindest in diesem Lastbereich, kein Plateau hat, wie es die von Speidel gezeigten Kurven aufweisen (vgl. [33 Abb. 51]). Ein ähnliches Verhalten, wie in Bild 19 für -1100 mV dargestellt, findet man auch bei -1200 mV , jedoch mit den hierzu gehörigen etwas geringeren Reißgeschwindigkeiten (vgl. Kap. 4.6).

In Kap. 4.5.3 ist festgestellt worden, daß bei großen K -Werten die plastische Zone den gesamten Restquerschnitt in der Probe erfüllt. Die Fortsetzung des Versuches von Bild 19 wäre daher schon nach kurzer Zeit unsinnig, da kein elastisch verformter und für die Bestimmung von K erforderlicher Bereich im Ligament mehr vorhanden ist. Das trifft jedoch nicht zu. Sicher ist schon am Ende der ersten Laststufe der gesamte Restquerschnitt plastisch verformt worden (es wird stets die größtmögliche plastische Zone betrachtet, was bei den $0,2 \text{ mm}$ dicken Proben wegen des überwiegenden ebenen Spannungszustandes so gut wie richtig ist). „Durch den Bauschinger-Effekt [89] beim Entlasten zur nächsten Laststufe liegt außerhalb der nun verkleinerten plastischen Zone wieder ein nur elastisch verformter Bereich vor. Damit wird eine Auftragung von v über K wieder zulässig. Diese liegt, wenn die „erneute Inkubationszeit“ nicht berücksichtigt wird, im Streubereich des Bildes 16.

4.6 Einfluß des Elektrodenpotentials auf Reiß- und Dehnungsgeschwindigkeit

Die in Kap. 4.5 gezeigten Geschwindigkeiten von Reißwachstum und Probendehnung sind bei einem Potential gemessen worden, wo nach Bild 5 der Summenstrom der Korrosion ungefähr Null ist. Bild 20 zeigt, wie das Potential die Reißausbreitung beeinflusst.

Bei allen Kurven wird etwa gleiche Ausgangslast gewählt. Sie liegt so hoch, daß auch bei langsamer Reißausbreitung (s. Kurve D) eine Messung in noch vernünftiger Zeit möglich ist, wobei eine eventuelle Streuung der Geschwindigkeit um den Faktor 2 in Betracht gezogen werden muß. Die Schwankung von K_0 mit $\pm 3\%$ um den Mittelwert aus den Kurven D und G (die Kurven E, G und K werden, wie später diskutiert, nicht berücksichtigt) sollte nur eine geringfügige Streuung der Inkubationszeit T_i (kleiner als $\pm 5 \text{ min}$ nach Kurven C und D in Bild 12) und der Reißgeschwindigkeit v (Bild 16) verursachen. Die Kurve A wird galvanostatisch, alle anderen potentiostatisch gemessen (vgl. Bild 5).

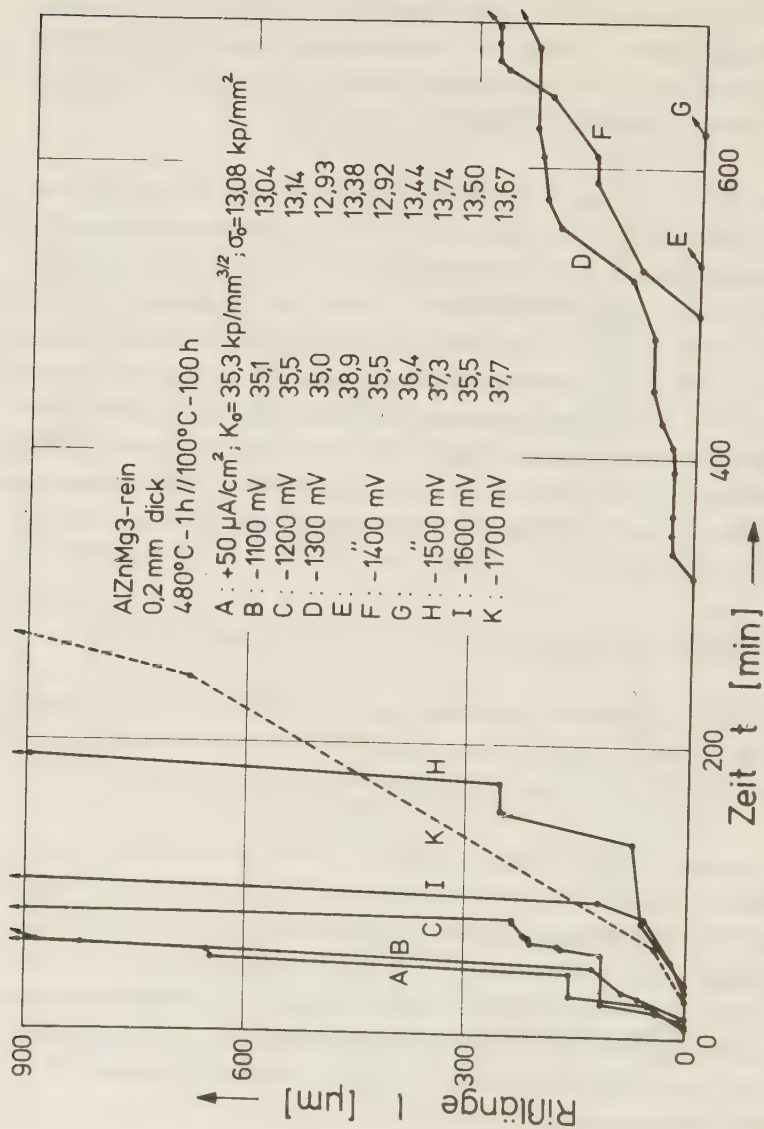


Bild 20: Einfluß des Potentials auf die Riñgeschwindigkeit

Die Inkubationszeit T_i nimmt mit sinkendem Potential zunächst zu (Kurven A bis G), dann aber wieder ab (Kurven G bis K). Besonders groß ist T_i bei -1400 mV (Kurve F), wo auch die anschließende Rißausbreitung sehr langsam erfolgt; bei den Kurven E und G kann sogar bis zum Abbruch des Versuchs kein Riß festgestellt werden. Daraus wäre zu folgern, daß die Ursache für die Anrißbildung (=Inkubation) elektrochemischer Natur sein muß. Andererseits ist der Einfluß der Belastung auf T_i (s. Bild 12) größer als der des Potentials, weshalb auch andere als elektrochemische Ursachen in Frage kommen.

Die Rißlänge l nimmt mit der Zeit t prinzipiell in der gleichen Weise zu wie in Bild 10. Die Rißausbreitungsgeschwindigkeit sinkt zunächst mit zunehmend kathodischem Potential und steigt ab -1300 mV wieder. Dieses Verhalten bestätigt die Wirkung des kathodischen Schutzes und qualitativ den Verlauf der Lebensdauer-Potential-Kurve in [21 Abb. 16] .

Die Kurve K ist punktiert gezeichnet, weil ihr Verlauf nicht mit der gleichen Genauigkeit wie die übrigen Kurven gemessen werden kann. Bei dem Potential von -1700 mV wird soviel Wasserstoff in feinen Bläschen entwickelt, daß ein für die Beobachtung der Probenoberfläche unscharfes Bild entsteht. Noch schlechter für die Rißlängenmessung ist, daß sich die Probe bereits nach kurzer Zeit mit einem starken dunklen Belag überzieht (vgl. Kap. 3), aufgrund dessen nicht die feine Rißspitze erkennbar ist, sondern erst der bereits ca. 50 μm aufklaffende Riß. Daher müssen die Meßpunkte mit wachsender Zeit als zunehmend unsicher, d.h. mit zu geringem Wert für die Rißlänge, angesehen werden.

Aus den l - t -Kurven erhält man, wie bereits in Kap. 4.5.3 angegeben, die Abhängigkeit der Rißausbreitungsgeschwindigkeit v vom Spannungsintensitätsfaktor K , Bild 21. Hierin ist die Kurve K aus dem obengenannten Grunde wieder punktiert. Die $\log v$ - K -Kurven sind, wie in Bild 16 von jenem Punkt ab gestrichelt gezeichnet, wo der Restquerschnitt der Probe sich plastisch zu verformen beginnt. Außerdem ist in Bild 21 mit dünnen Linien der Streubereich der Kurven aus Bild 16 für -1100 mV eingezeichnet, einschließlich der strichpunktierten Linie der Mittelwerte. Die Werte E und G sowie die Kurve K aus Bild 20 sind hier nicht berücksichtigt.

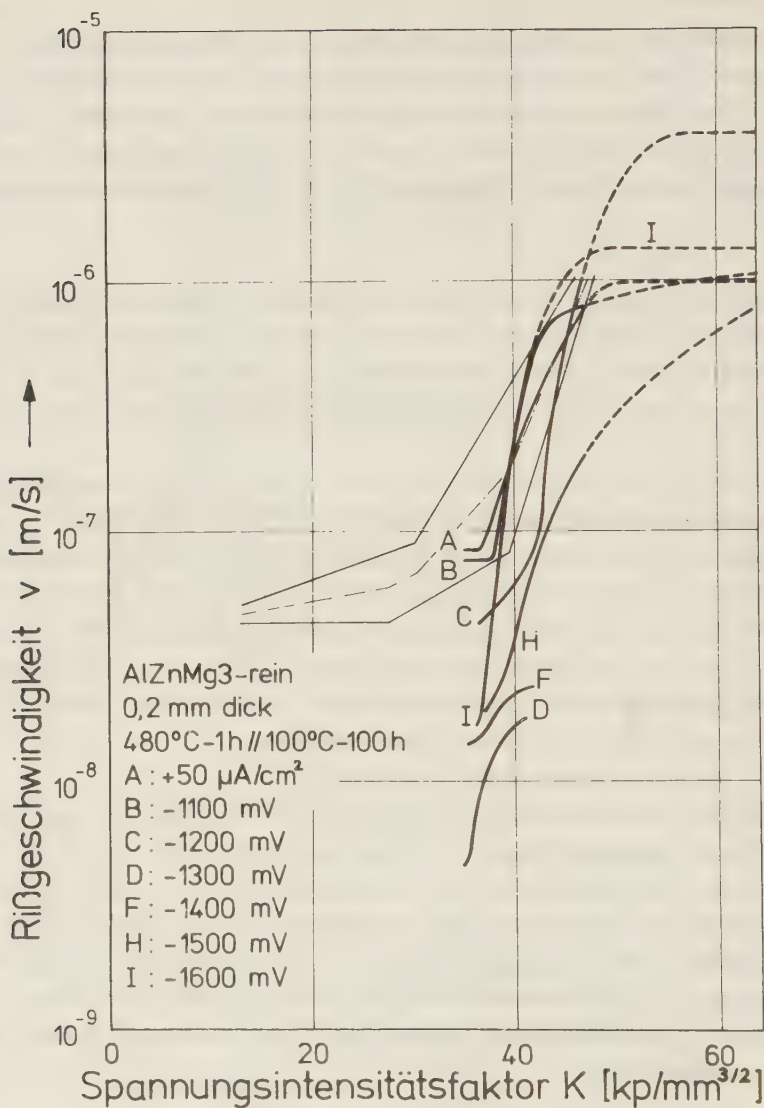


Bild 21: Einfluß des Potentials auf die Rißausbreitungsgeschwindigkeit

Die log-v-K-Kurven verschieben sich mit Verändern des Potentials im wesentlichen nur in der Ordinate (um maximal ca. eineinhalb Zehnerpotenzen), dagegen wenig in der Abszisse, wobei die tiefsten Werte bei -1300 mV erreicht werden, wie schon aus Bild 20 hervorgeht. Dieser Befund stimmt auch mit [90 Abb. 21] überein, wo unterhalb des Ruhepotentials die log v-K-Kurven nur in der Ordinatenrichtung absinken; allerdings wird dort nicht kathodischer als 365 mV gegen das Ruhepotential gemessen, was etwa der Kurve D in Bild 21 entspricht; ferner sind für einen Vergleich der Absolutwerte die unterschiedlichen Versuchsbedingungen (7079-T651, 25 mm dick, 5n KJ) zu berücksichtigen. Bei Ti-Legierungen werden die log v-K-Kurven durch kathodische Polarisation fast nicht verschoben [62 S. 11 f, 91 Abb.10] .

Der Einfluß des Potentials auf die Rißausbreitungsgeschwindigkeit v wird in Bild 22 deutlicher, wo Profilschnitte aus Bild 21 für verschiedene K-Werte dargestellt sind. Diese K-Werte sind aus jenem Bereich, in dem alle in Bild 21 gezeigten Kurven gemessen sind. Zwischen dem Durchbruchpotential (-951 mV) und -1100 mV ändert sich v nicht (die Streuung ist vernachlässigbar). Zu mehr kathodischen Potentialen sinkt v rasch ab und erreicht, wie mehrfach erwähnt, ein Minimum bei -1300 mV bis -1400 mV und steigt dann wieder. Unterhalb -1400 mV ist der Einfluß der Belastung auf die Rißgeschwindigkeit stärker als darüber.

Wie in Kap. 4.5.4 (s. Bild 17) sind in Bild 23 die Probendehnungen ϵ über der Zeit t bei verschiedenen Potentialen dargestellt, wie sie bei den SRK-Versuchen von Bild 20 gemessen worden sind; dementsprechend ist auch die Numerierung der Kurven gewählt. Daraus erhält man die Auftragung der Dehnungsgeschwindigkeit über der Zeit bei den verschiedenen Potentialen, Bild 24. Alle Kurven zeigen im Bereich der Kriechdehnung denselben Verlauf von $\dot{\epsilon}(t)$; die Belastung ist stets gleich groß (vgl. Bild 18). Die Verschiebung des Potentials von -1100 auf -1200 mV bringt keine wesentliche Veränderung der $\dot{\epsilon}$ -t-Kurve (Kurven B und C); in diesem Potentialbereich liefert die Stromdichte-Potential-Kurve (Bild 5) nur geringe Unterschiede in der Stromdichte. Auch im Durchbruch (-951 mV) bei $+ 50 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ (Kurve A) zeigt $\dot{\epsilon}(t)$ fast den gleichen Verlauf wie bei -1100 mV. Die kleinsten Dehnungsgeschwindigkeiten treten bei -1300 mV bis -1400 mV (Kurven D und F) auf.

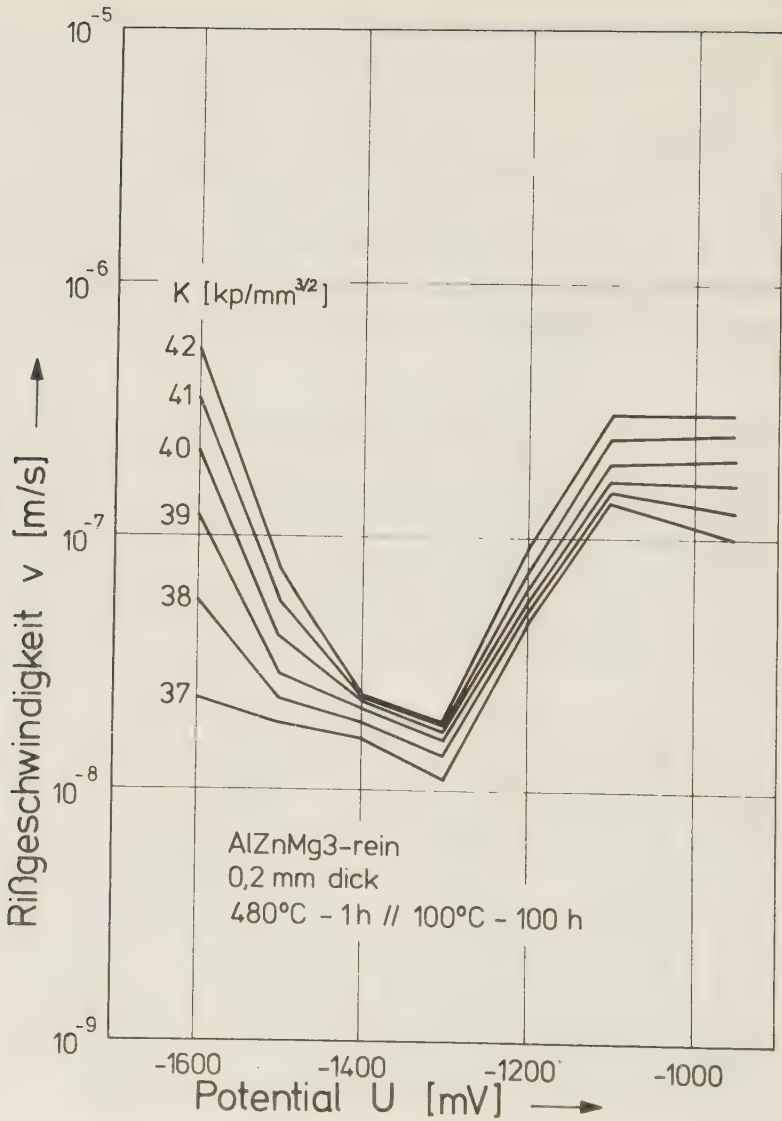


Bild 22: Einfluß des Potentials auf die Rißgeschwindigkeit bei verschiedenen Werten des Spannungsintensitätsfaktors K .

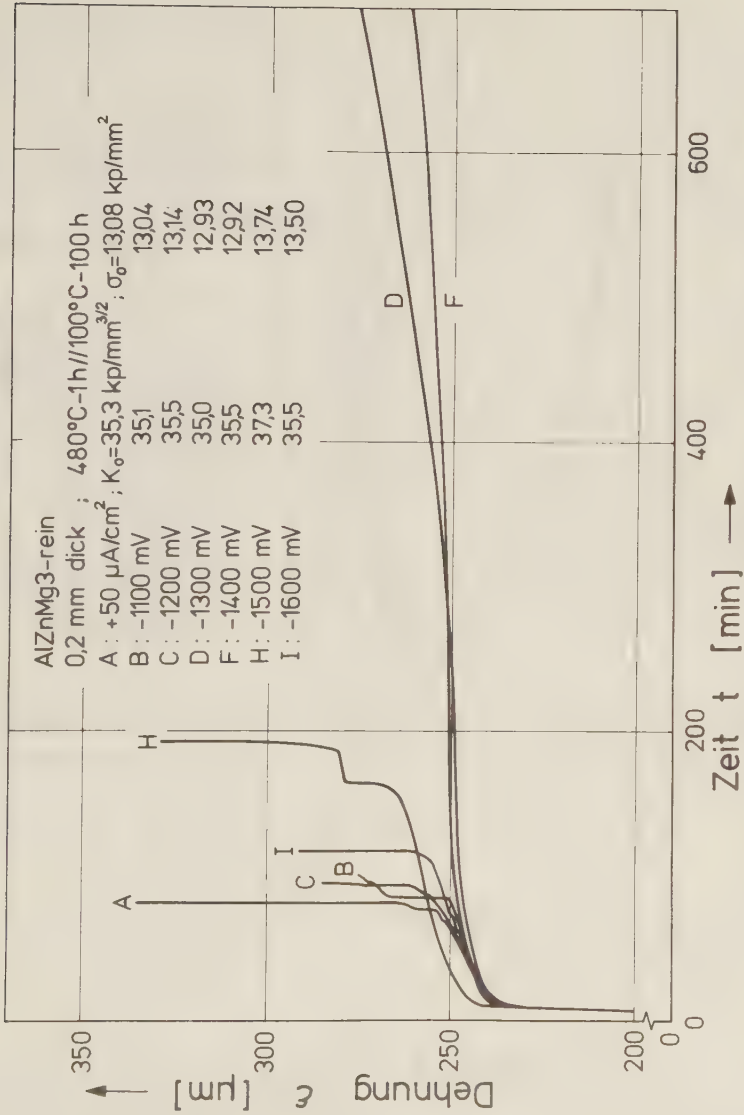


Bild 23: Einfluß des Potentials auf die Dehnungsgeschwindigkeit

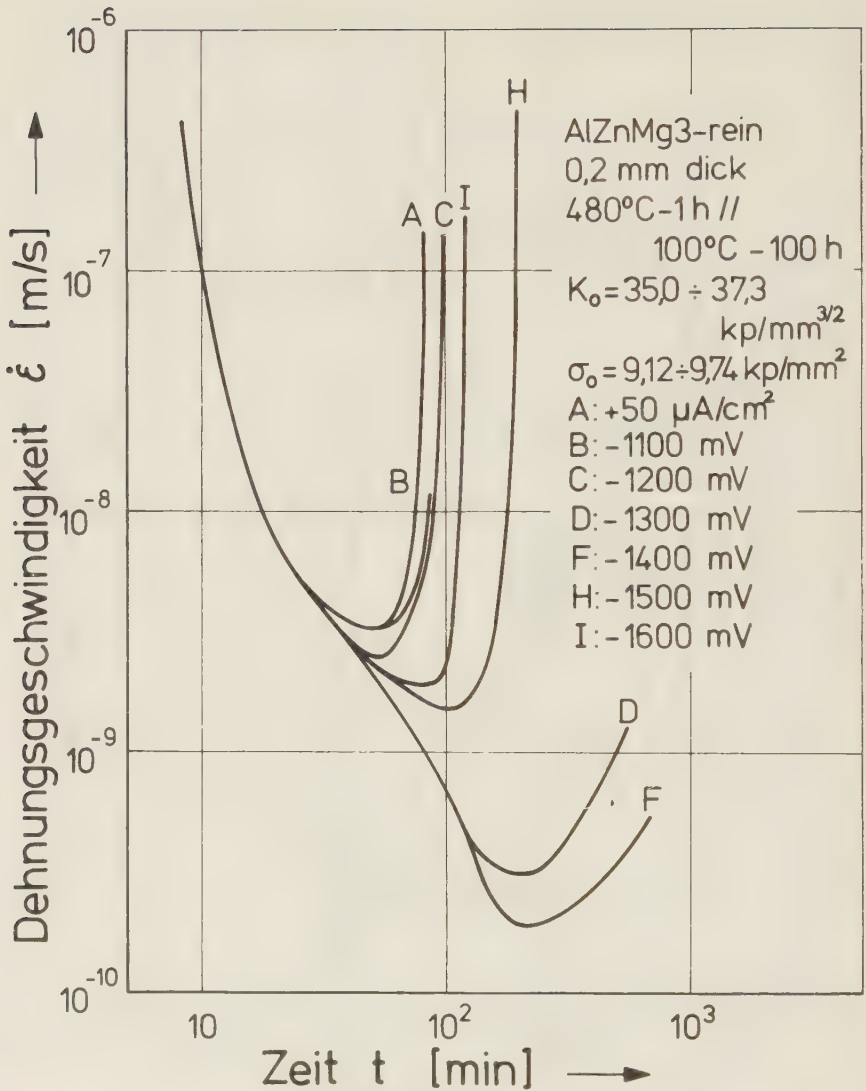


Bild 24: Einfluß des Potentials auf die Dehnungsgeschwindigkeit

In [50, 54] wird für Cr-Ni-Stahl und in [53] für MgAl₃Zn₁ gezeigt, wie die Dehnungsgeschwindigkeit, die durch SRK-Rißwachstum bereits zugenommen hat, wieder zurückgeht, wenn ein kathodisches Schutzpotential angelegt wird. Ähnliches wird in [91 S. 16] für Ti-Al-Legierungen und in [90 S. 24] für 7079 angegeben. Da nach Bild 20 und Bild 23 auch für AlZnMg₃ ein solches Potential (-1300 mV) existiert, bei dem die Rißausbreitungs- und die Dehnungsgeschwindigkeit sehr klein sind, müßte ein Umpolarisieren während des SRK-Versuchs sich in ähnlicher Weise wie in [50] auswirken.

In Bild 25 ist die Rißlänge als Funktion der Zeit für solche Versuche dargestellt. Die Ausgangsbelastung ist so niedrig gewählt, daß die Zunahme der Rißlänge nicht zu rasch erfolgt und damit ein Effekt des Umpolarisierens nicht deshalb verschleiert wird, weil nicht genügend Zeit für die Einstellung der neuen Korrosionsbedingung zur Verfügung stünde (vgl. Bilder 12 und 17). Die durch Fertigungsungenauigkeiten bedingte Streuung der Belastungswerte wirkt sich nur in der Länge der Inkubationszeit aus, was hier aber nicht diskutiert werden soll. Das Potential ist zu Versuchsbeginn -1100 mV, da hier nach Bild 20 die Inkubationszeit kurz und die Rißgeschwindigkeit groß sind, so daß nach dem Umpolarisieren auf -1300 mV bzw. -1400 mV ein Effekt besonders deutlich sein müßte. Das Umschalten am Potentiostaten durch eine geeignete Schaltung und die Einstellung des unmittelbar an der Probenoberfläche und unabhängig vom Potentiostaten-Kreis gemessenen Potentials erfolgen, wie Oszillogramme zeigen, so rasch (< 1 sec), daß eine Verzögerung der Einstellung der neuen Korrosionsbedingung nicht in Betracht gezogen werden muß, gemessen an der gesamten Versuchsdauer. Beide Potentiale (-1300 mV und -1400 mV) haben nach den Bildern 20 ff den gleichen Einfluß auf die Rißgeschwindigkeit.

Wie aus Bild 25 hervorgeht, machen sich die neuen Korrosionsbedingungen erst mit einer zeitlichen Verzögerung (ca. 50 min) in einer Abnahme der Rißgeschwindigkeit bemerkbar. *)

*) Nach [90 S. 24] dauert es bei der Legierung 7079, wo ebenfalls eine Änderung des Potentials (um mehrere 100 mV) die Rißgeschwindigkeit beeinflusst, etwa 10 sec, bis die Rißgeschwindigkeit ihren entsprechend neuen Wert erreicht hat; die Diskrepanz zu den vorliegenden Versuchen kann nicht erklärt werden.

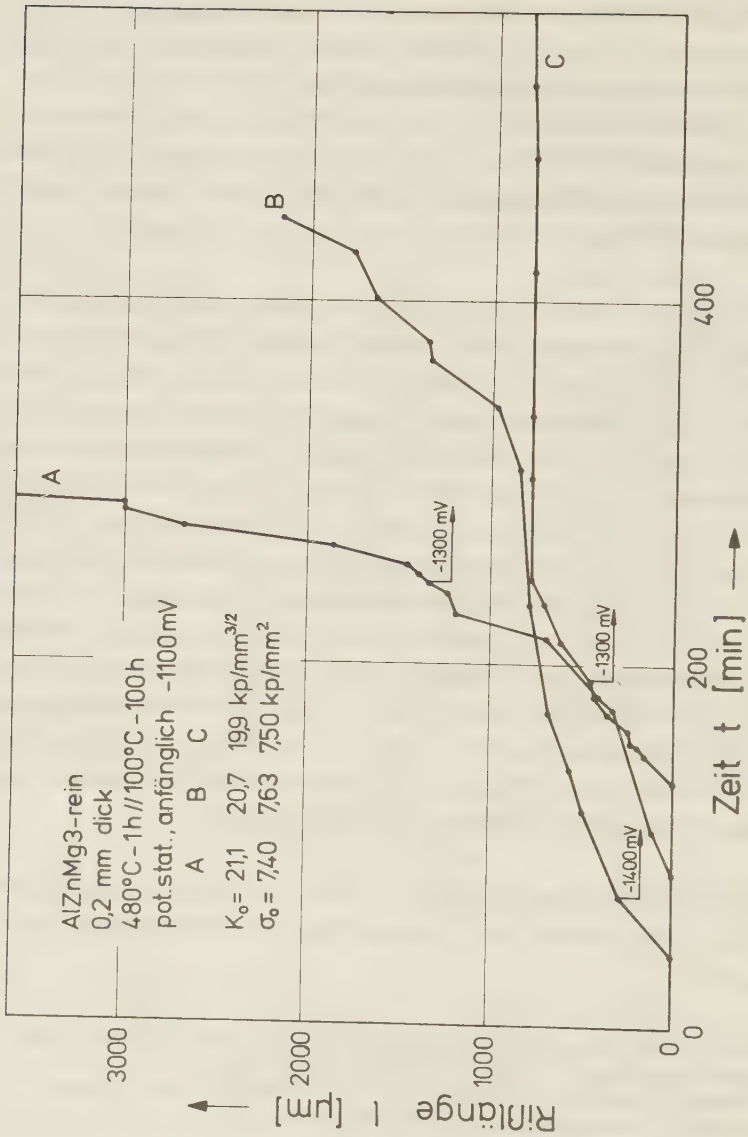


Bild 25: Einfluß einer Potentialänderung auf die Rißgeschwindigkeit

In Kurve A ist der Riß zum Zeitpunkt des Umschaltens bereits so weit gewachsen, daß er während der genannten Verzögerungszeit zum Bruch der Probe führt, ohne daß seine Geschwindigkeit merklich beeinflußt würde; dies ist auch kaum zu erwarten, da nach Bild 20 auch bei -1300 mV bzw. -1400 mV die Rißgeschwindigkeit immer stärker zunimmt, bis kurz vor dem Bruch der anfänglich sehr deutliche Einfluß des Potentials auf die Rißgeschwindigkeit fast verschwindet. Daß die Kurven B und C nicht ganz gleich auf das Umschalten reagieren, mag an der Streuung der Rißgeschwindigkeit mit dem Potential (vgl. Bild 22) und mit der Last (vgl. Bild 16) liegen.

Aus den während der Messung aufgezeichneten, aber hier nicht gezeigten Dehnung-Zeit-Kurven werden, wie in Bild 18, die Dehnungsgeschwindigkeiten ermittelt und über der Zeit aufgetragen, Bild 26. Diese Darstellung ist vergleichbar mit jenen in [50] für Cr-Ni-Stahl gezeigten. Allerdings reagieren, wie schon erwähnt, die Rißausbreitung und damit die Probendehnung nicht sofort mit dem Umschalten auf das kathodischere Potential, wie es in [50] der Fall ist. Auch können Rißausbreitung und Probendehnung durch den "kathodischen Schutz" nicht völlig unterbunden werden, was nach den Bildern 20 und 23 auch nicht zu erwarten ist.

Während das Kap. 4.5 die Vermutung stützt, daß für das Rißwachstum - nicht die Inkubation, wohlgemerkt - bei der SRK der untersuchten Al-Legierung im wesentlichen mechanische Ursachen in Frage kommen, deutet der Einfluß des Potentials auf einen ebenso starken elektrochemischen Mechanismus hin. Dabei muß die Verzögerungszeit beim Anlegen eines kathodischen Schutzpotentials während des Rißwachstums beachtet werden. Denn gerade bei den hier verwendeten dünnen Proben (im Gegensatz zu den 25 mm dicken in [90]) werden die Konzentrationen an H^+ und OH^- im Elektrolyten an der Probenoberfläche und im Riß infolge kurzer Diffusionswege sich viel schneller beim Umschalten von -1100 mV auf -1300 mV bzw. -1400 mV den veränderten Bedingungen entsprechend ausgleichen als bei dickeren Proben (s. Anhang F); somit dürfte eher das Metall als der Elektrolyt ein "Gedächtnis" haben.

Ferner ist zu bedenken, daß der wachsende Riß erst nach einer gewissen Strecke (0,3 bis 0,4 mm bei den Kurven B und C in Bild 25) sich den durch das Umschalten geschaffenen neuen Verhältnissen angepaßt hat.

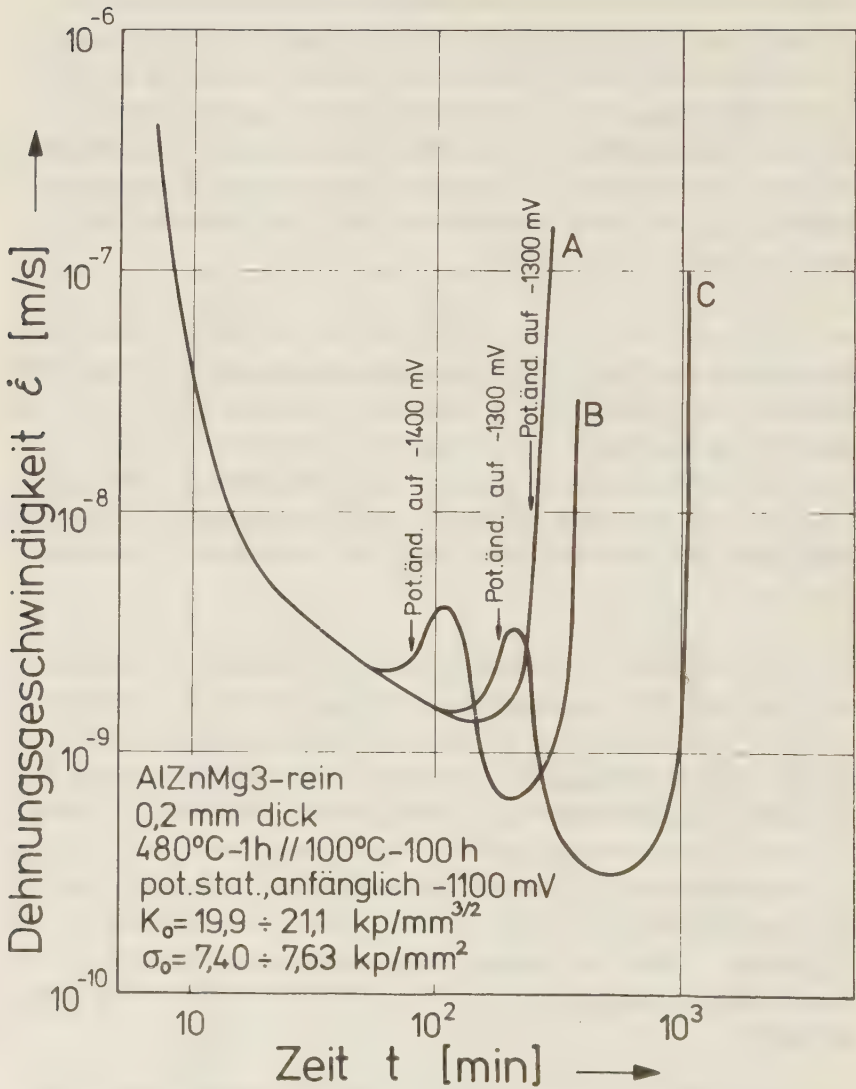


Bild 26: Einfluß einer Potentialänderung auf die Dehnungsgeschwindigkeit

4.7 Einfluß der Probendicke auf die Rißgeschwindigkeit

Nach Kap. 4.5.2 beeinflußt die Probendicke in starkem Maße die Spannungsverteilung in der Probe und damit, entsprechend Bild 12 oder den Spannungs-Lebensdauer-Kurven, das SRK-Verhalten.

In Bild 27 sind die Rißlänge-Zeit-Kurven von 1 mm (Kurven A, B, C) und 3 mm (Kurve D) dicken Proben gleicher Wärme- und Korrosionsbehandlung dargestellt. Sie sind mit den in Bild 12 für 0,2 mm Probendicke gezeigten Kurven zu vergleichen.

Bei den Kurven A bis C in Bild 27 sind verschiedene Ausgangslasten gewählt worden. Wie in Bild 12 nimmt auch hier mit steigender Ausgangslast die Inkubationszeit ab und die Geschwindigkeit der anschließenden Rißausbreitung zu; dabei ist aber bei den dicken Proben der Einfluß der Last wesentlich geringer als bei den dünneren.

Die Werte von σ_0 (d.i. die gleichmäßig verteilte Spannung im Ligament an der Kerbstelle, s. Kap. 4.5.1) der Kurven A bis C in Bild 27 sind ungefähr gleich jenem von Kurve B in Bild 12. Vergleicht man die nach Gl. (5) berechneten K_0 -Werte (die die Spannungsüberhöhung am Kerbgrund charakterisieren, s. Kap. 4.5.2), so sind diese bei gleichem σ_0 für dickere Proben geringer als für dünnere, was nach den in Kap. 4.5.2 angestellten Betrachtungen zu erwarten ist. Da die Kerbwirkung zu berücksichtigen ist (s. Kap. 4.5.1), sind für eine vergleichende Betrachtung des Einflusses der Probendicke auf die Zunahme der Rißlänge mit der Zeit Kurven gleichen K_0 -Wertes heranzuziehen, also etwa Kurve B in Bild 9 für 0,2 mm Dicke und die Kurve C bzw. D in Bild 27 für 1 mm bzw. 3 mm Probendicke; der Einfluß ist offensichtlich (beachte die Maßstäbe).

Die aus Bild 27 ermittelten Rißgeschwindigkeiten sind in Bild 28 über K aufgetragen. Die Werte für 1 mm Probendicke (Kurven A bis C) streuen um den Faktor 1,5 und damit weniger als die Werte für 0,2 mm dicke Proben, deren Streuband zu Vergleichszwecken ebenfalls in Bild 28 eingetragen ist; die Ursache für das bessere Verhalten wird in dem größeren Verhältnis von Probendicke zu Korndurchmesser bei gleicher Korngröße liegen.

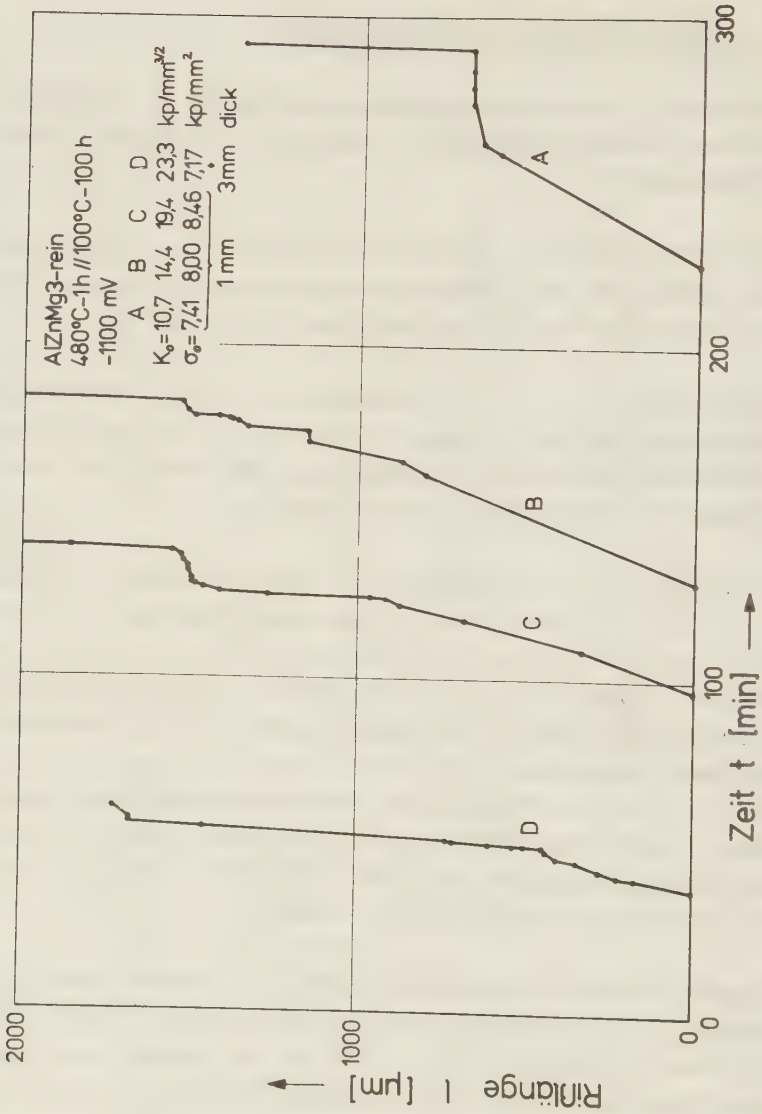


Bild 27: Einfluß der Probendicke auf die Rißgeschwindigkeit

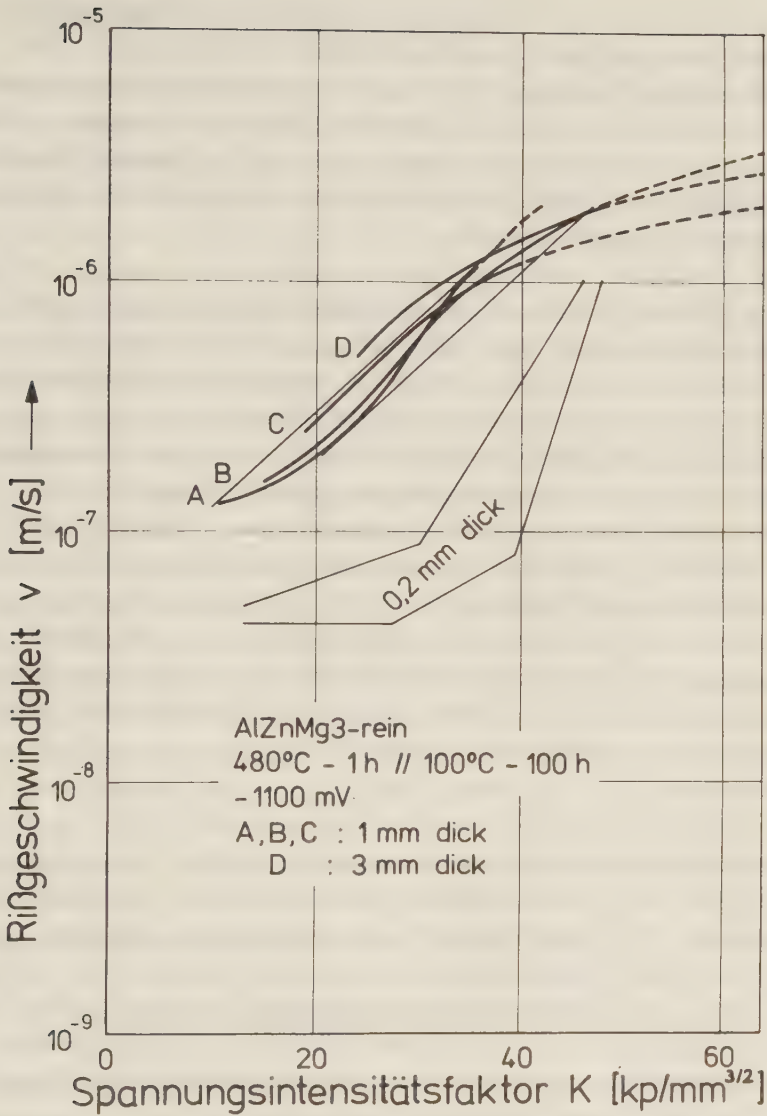


Bild 28: Einfluß der Probendicke auf die Rißgeschwindigkeit

Wie in Bild 16 sind die $\log v$ -K-Kurven von jenem Punkt ab gestrichelt gezeichnet, wo der Restquerschnitt der Probe sich nach Gl. (7) plastisch zu verformen beginnt. Diese Gültigkeitsgrenze läßt sich für die 3 mm dicken Proben nicht mehr in der genannten Form angeben, da hier der ebene Spannungszustand (plane stress) nicht mehr überwiegt, wie in Gl. (7) vorausgesetzt ist. Setzt man einen Mittelwert für den Radius der plastischen Zonen der beiden verschiedenen Spannungszustände nach Gl. (6) ein, so ergibt sich die in Bild 28 für die Kurve D eingetragene Grenze.

Die $\log v$ -K-Kurven für die 1 mm bzw. 3 mm dicken Proben verlaufen prinzipiell ähnlich dem Bereich der dünnen (0,2 mm) Proben; sie sind jedoch zu höheren Werten der Rißgeschwindigkeit v verschoben. Die Kurve D kann als obere Grenze der Rißgeschwindigkeit in dem betrachteten Bereich von K angesehen werden; Proben mit überwiegend ebenem Dehnungszustand (plane strain) dürften ein nur unwesentlich schnelleres Rißwachstum zeigen. Danach können die hohen Rißausbreitungsgeschwindigkeiten von 19 cm/s, wie sie in [57] gemessen werden, bei den hier durchgeführten Untersuchungen nicht festgestellt werden; es ist aber nicht auszuschließen, daß kurzzeitig diese Geschwindigkeiten auftreten, sie jedoch mit der hier angewandten Methode nicht erfaßt werden können. Wenn in [33, 62, 63, 64, 90] höhere Werte der Rißgeschwindigkeit gemessen werden, so kann das nach dem oben gesagten nicht allein mit der größeren Probendicke erklärt werden; vielmehr sind die Versuchsbedingungen meistens nicht direkt vergleichbar (vgl. [33 S.145]). Insbesondere kann das in [33, 62, 63, 64, 90] angegebene Plateau hier auch bei den dickeren Proben nicht gefunden werden.

Es ist also deutlich, daß dickere Proben bei gleichem K-Wert (der die Kerbwirkung berücksichtigt) aber auch bei gleichem Wert von σ_0 , schneller reißen (ohne T_i) als dünnere Proben. Das bedeutet, daß der Zustand der ebenen Spannung (plane stress) unempfindlicher gegen SRK (bezüglich der Rißausbreitung) ist als ein höherachsiger Spannungszustand, in dem neben plane-stress auch plane-strain in größerem Ausmaß vorhanden ist (vgl. Kap. 5.2 und [92]). Die Untersuchung von sehr viel dickeren Proben mit überwiegend ebenem Dehnungszustand (plane strain) ist mit der Apparatur aus technischen Gründen kaum durchzuführen.

4.8 Einfluß der Glühdauer auf die Rißgeschwindigkeit

Das Verhältnis Probendicke zu Korndurchmesser läßt sich auch durch ein kleineres Korn erhöhen. Nach Kap. 2.3.2 liefert eine Glühdauer von 5 min ein globulitisches Korn kleinen Durchmessers.

Einige Versuche an 1 mm dicken Proben mit ca. 30 μm Korngröße sind in Bild 29 gezeigt; sie sind mit den Kurven A bis C in Bild 27 zu vergleichen, wo die Korngröße der Proben ca. 300 μm beträgt. Der größte Unterschied liegt in der Dauer der Inkubationszeit. Bei vergleichbaren Belastungen, aber auch bei höheren, ist über viele Stunden hinweg kein Anriß zu beobachten, wie die Eintragung C in Bild 29 zeigt. Nur durch Zufall konnte bei der Kurve B ein Riß erzeugt werden; die Ursache ist ungeklärt. Im allgemeinen sind Risse nur bei sehr hohen Ausgangslasten in angemessenen Zeiträumen zu erreichen (Kurve A); hierbei wird aber die Probe sehr stark plastisch verformt, nach Gl. (7) unter Annahme eines reinen ebenen Spannungszustandes sogar über den gesamten Querschnitt.

In Bild 30 ist wieder die Rißgeschwindigkeit v über dem Spannungsintensitätsfaktor K aufgetragen. Dabei gibt die Strichelung der Kurve wieder (vgl. Bild 16) an, daß bei diesen K -Werten die Probe im gesamten Restquerschnitt nach Gl. (7) fließt. Zum Vergleich ist aus Bild 28 der Streubereich für die Proben mit größerem Korn eingezeichnet.

Die Rißgeschwindigkeit ist um etwa eine Zehnerpotenz niedriger und die $\log v$ - K -Kurve verläuft flacher, wenn nur 5 min statt 1 h geglüht wird (nur 30 μm statt 300 μm Korngröße). Die Ursache für dieses Verhalten kann nicht sein, daß etwa bei der kurzen Glühzeit nicht alle Ausscheidungen gelöst worden seien; dazu reichen nach [93] ganz wenige Minuten aus, zumal bei so relativ dünnen Proben. Vielmehr muß die Ursache in der besonderen Eigenart kleiner Körner gesucht werden.

4.9 Einfluß der Auslagerungsdauer auf die Rißgeschwindigkeit

Neben der Glühdauer ist die Auslagerungsdauer (ebenso wie die hier nicht variierte Auslagerungstemperatur) von entscheidendem Einfluß auf die Eigenschaften der Legierung. Die Auslagerungsdauer beeinflusst nach Bild 5 das Korrosionsverhalten nur im

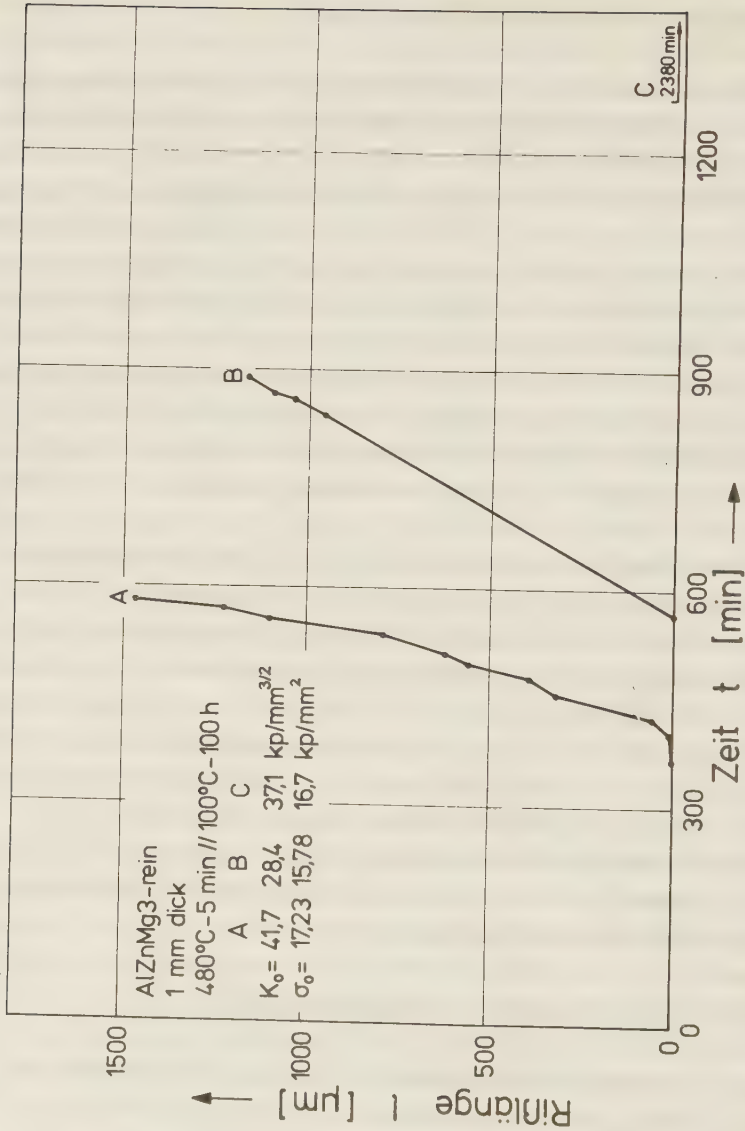


Bild 29: Einfluß der Glühdauer auf die Rißgeschwindigkeit

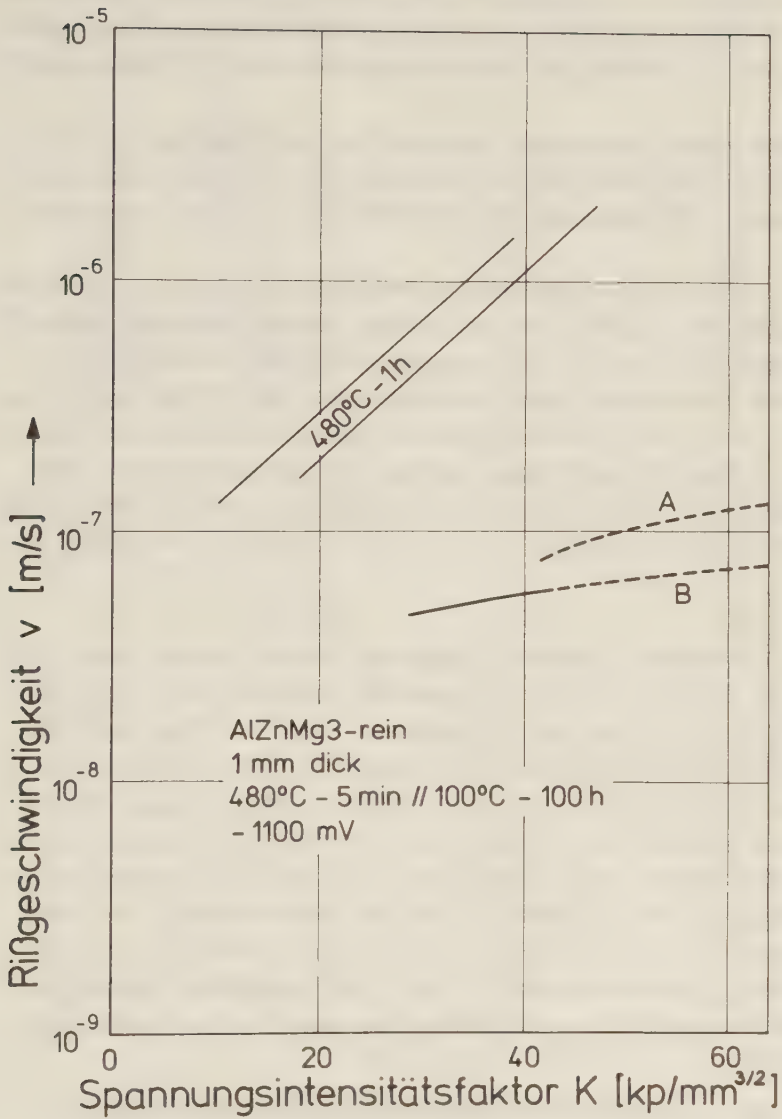


Bild 30 : Einfluß der Glühdauer auf die Rißgeschwindigkeit

anodischen Teil der Summenstromdichte-Potential-Kurve - und auch dort im wesentlichen nur das Durchbruchspotential - und nach Tab. 2 die Festigkeitseigenschaften. Demnach wird sich eine Veränderung der Auslagerungsdauer auch auf das SRK-Verhalten auswirken.

Bild 31 zeigt für 10h ausgelagerte Proben den Verlauf der Rißlänge über der Zeit, und zwar sowohl für dünne (0,2 mm) wie für dickere (1 mm) Proben. Zum Vergleich seien die Kurven für 100h-Auslagerung in Bild 12 bzw. Bild 27 (Kurven A bis C) herangezogen.

Nach Tab. 2 sind die Festigkeitswerte sehr viel geringer als bei dem 100h ausgelagerten Material. Bleibt man mit der Belastung so niedrig, daß nicht der ganze Restquerschnitt plastisch verformt wird, so wird in angemessenen Zeiten kein Anriß beobachtet. Aus diesem Grunde wird eine höhere Ausgangslast gewählt. Dabei fließt die Probe zwar über das gesamte Ligament; durch Verfestigung aber kommt dieses Fließen zum Stillstand, so daß die Probe nicht durch Kriechen vorzeitig bricht. Die Feststellung des K_0 -Wertes muß dann aber insofern als problematisch angesehen werden, als die wesentliche Bedingung des großen Verhältnisses von Fließgrenze zur Bruchgrenze hier schlecht gegeben ist.

Die Inkubationszeit ist länger als bei gleich stark belasteten Proben mit längerer Auslagerung. Den Verlauf der Rißgeschwindigkeit über dem K-Wert für beide Kurven zeigt Bild 32, in das auch die Streubereiche der in Bild 16 bzw. Bild 28 gezeigten Kurven für 100h-Auslagerung eingetragen sind. Die $\log v$ -K-Kurven sind um fast eine Zehnerpotenz zu niedrigeren Werten der Geschwindigkeit verschoben. Wiederum sind die Kurven gestrichelt, weil, wie schon gesagt, beim Belasten der gesamte Restquerschnitt plastisch verformt ist; daher müssen die Geschwindigkeiten wohl noch etwas niedriger angenommen werden (vgl. Bild 30). Da nach der i-U-Kurve (Bild 12) bei dem vorgegebenen Potential (-1100 mV) der anodische Strom für 10h-Auslagerung etwas größer als für 100h ist, müßten im Falle eines für die SRK allein maßgeblichen Mechanismus der anodischen Metallauflösung die 10h-Proben etwas schneller reißen. Eher das Gegenteil ist der Fall.

Andere Auslagerungszeiten sind nicht untersucht worden. Bei 100°C - 1000h werden die für die Probenherstellung erforderlichen Zeiten sehr lang; der Festigkeitsgewinn ist

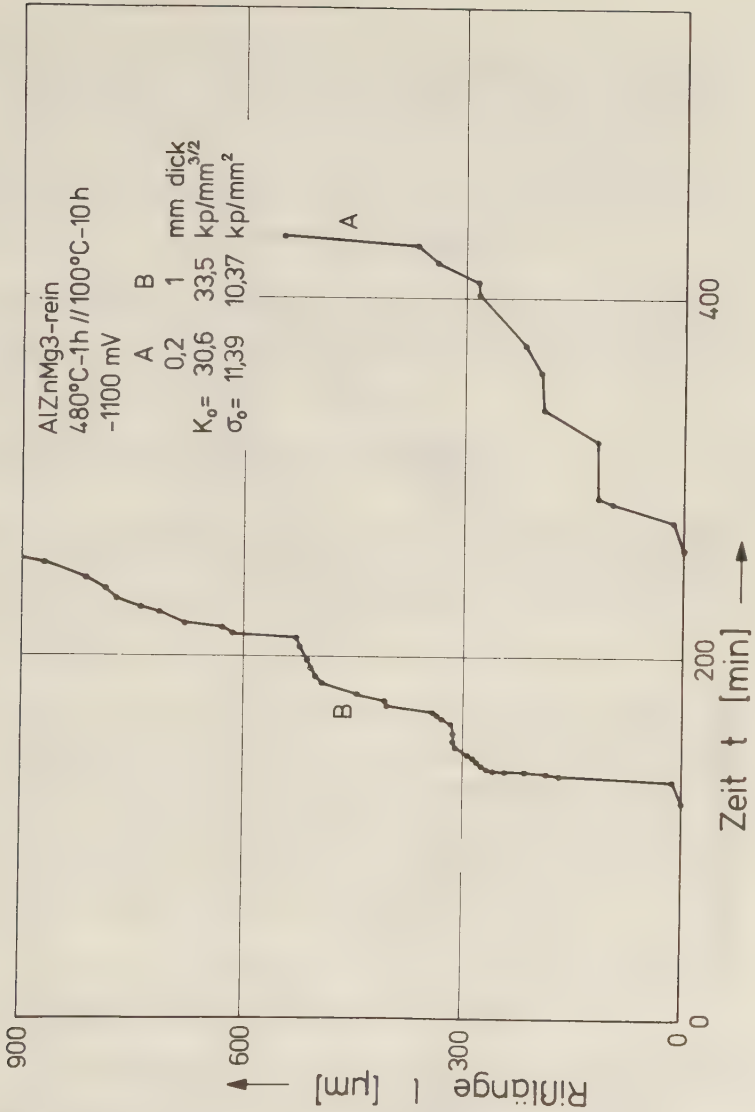


Bild 31: Einfluß der Auslagerungsdauer auf die Rißgeschwindigkeit

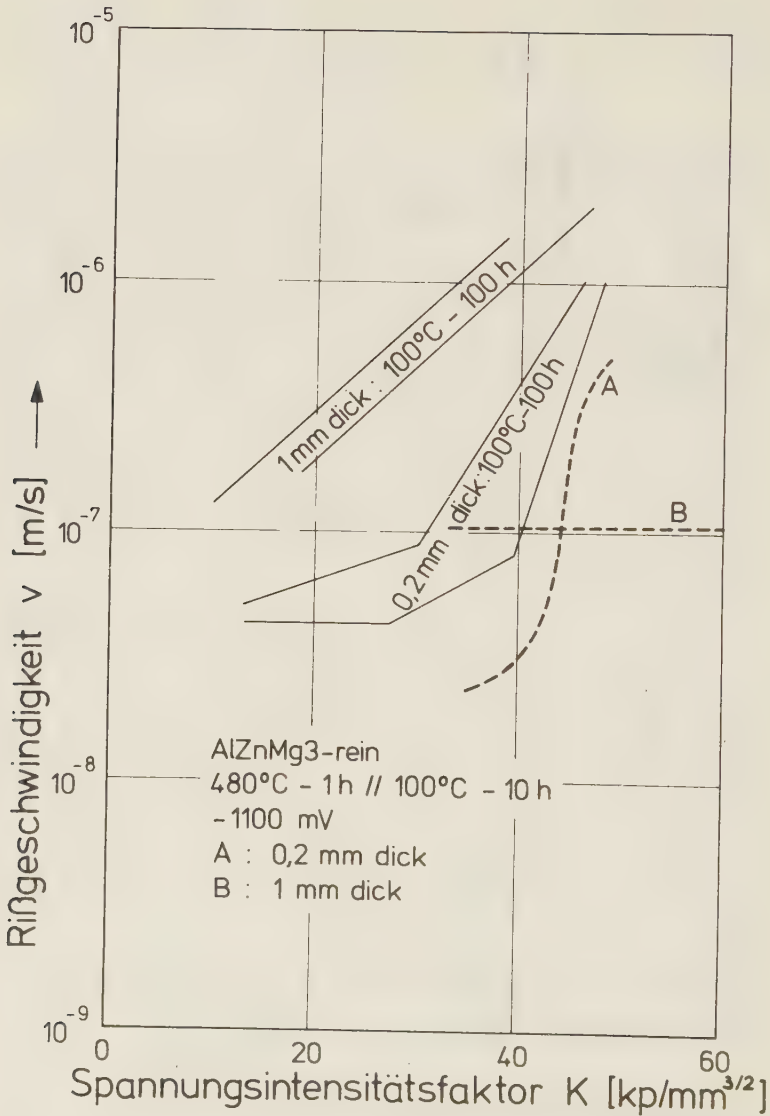


Bild 32 Einfluß der Auslagerungsdauer auf die Rißgeschwindigkeit

relativ gering, und eine solche Wärmebehandlung ist technisch nicht interessant. Bei kürzeren Auslagerungszeiten als 10h ist das Verhältnis σ_F / σ_B (vgl. Tab. 2) noch weiter vom erforderlichen Wert für die K_o -Berechnung entfernt; die niedrigen Festigkeitswerte sind technisch uninteressant. Überdies wird die durch kurze Auslagerungszeit gewählte Versuchsbedingung durch eine Raumtemperatur-Nachlagerung während des u.U. mehrtägigen Versuchs stark verfälscht.

Es bleibt weiteren Versuchen vorbehalten, Auslagerungstemperatur und -zeit so zu variieren, daß höchste Festigkeiten ohne Korrosion erzielt werden, und daran die Rißausbreitung bei der SRK zu untersuchen.

4.10 Einfluß einer Vorkorrosion auf die Rißgeschwindigkeit

Lagert man vor Aufbringung der Zugspannung AlZnMg-Proben einige Zeit (ungefähr gleich der Standzeit ohne Vorkorrosion [39]) in der Korrosionslösung (d.i. Vorkorrosion), so wird die Standzeit (s. Kap. 4.1) verringert [29, 39] . Nach [29] wird dabei nur die Inkubationsperiode verkürzt.

Eine Verkürzung von T_i wird nach Bild 33 bestätigt, wenn man es mit den Kurven A bis C in Bild 27 vergleicht; denn eine Inkubationszeit nach Aufbringen der Last am Ende der Vorkorrosionszeit kann nur bei Kurve A mit Sicherheit festgestellt werden (nach Kap. 4.2 ist der Riß unterhalb einer gewissen Länge im Mikroskop während des Versuchs nicht erkennbar). Darüber hinaus erfolgt die Ausbreitung der Risse zwar zunächst etwa gleich schnell wie im Falle ohne Vorkorrosion, wird aber dann schneller.

Bild 34 verdeutlicht das; hier ist auch der Streubereich der Kurven A bis C aus Bild 28 für gleichbehandelte Proben ohne Vorkorrosion eingetragen. ★)

★) Daß in Kurve B die Rißgeschwindigkeit zunächst langsamer als im Falle ohne Vorkorrosion ist, ist nicht reproduzierbar und soll daher hier nicht erörtert werden.

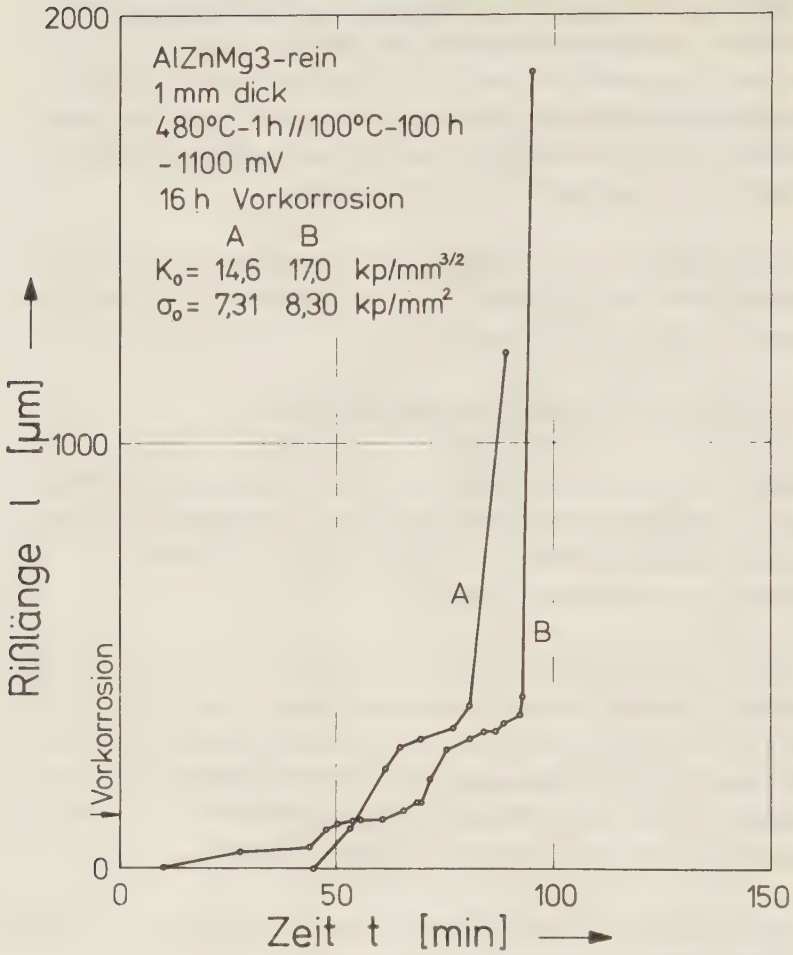


Bild 33: Einfluß einer Vorkorrosion auf die Rißgeschwindigkeit

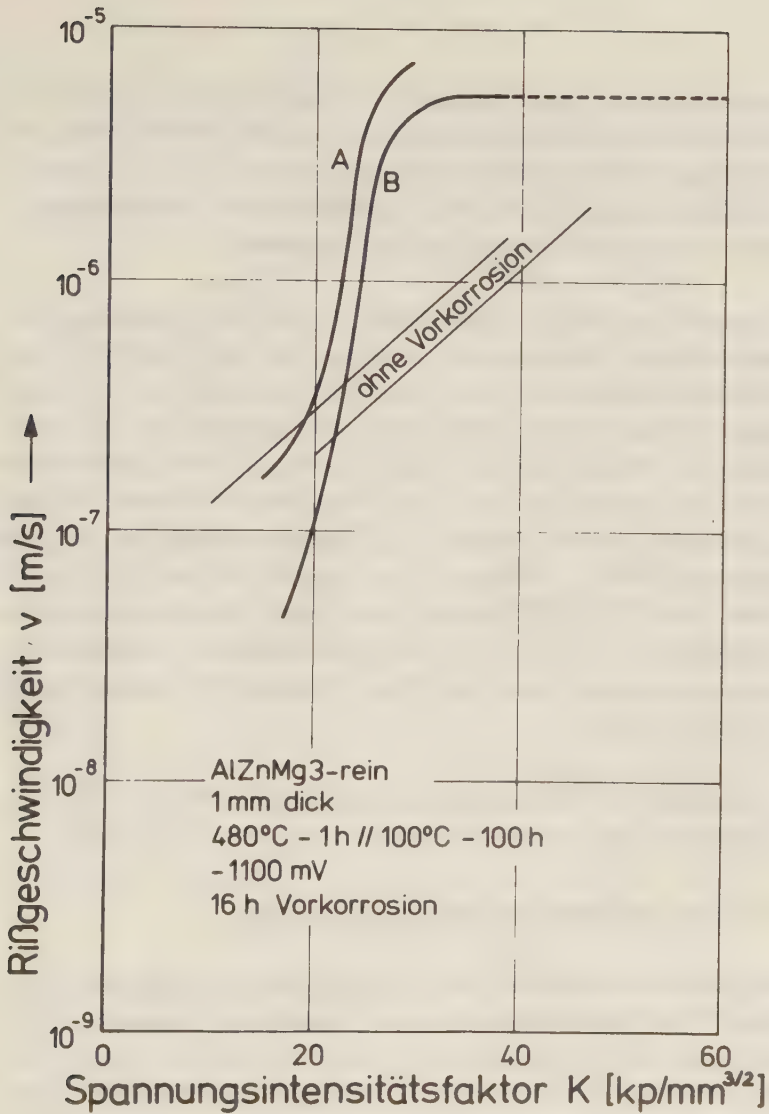


Bild 34: Einfluß einer Vorkorrosion auf die Rißgeschwindigkeit

Nach der Vorkorrosion ist die Abhängigkeit der Rißgeschwindigkeit von der Belastung (Spannungsintensitätsfaktor) wesentlich stärker und es werden schließlich höhere Geschwindigkeiten erreicht als ohne eine solche Vorkorrosion. Die in [29] erwähnte Standzeitverkürzung betrifft also nicht nur die Inkubationszeit, sondern auch die Reißzeit, insbesondere bei höheren Spannungskonzentrationen.

Als Ursache für den Einfluß der Vorkorrosion wird in [14 S. 337] angenommen, daß während dieser Zeit die Bildung von lochfraßartigen, aktiv korrodierten Keimen, von denen die Rißausbreitung anschließend ausgeht, vorweggenommen wird, was durch den Befund in [94] bestätigt wird, daß der Einfluß der Vorkorrosion wieder verschwindet, wenn im Anschluß an sie und vor Aufbringen der Belastung die Probe gereinigt und getrocknet wird, so daß sich die Keime an Luft wieder mit Oxid überziehen. Zu einem ähnlichen Schluß kommen die Autoren in [95] aufgrund von potentiostatischen Zerreißversuchen an AlZnMgCu, in denen der Korrosionsstrom im Falle ohne Vorkorrosion erst ansteigt, wenn die plastische Verformung einsetzt, nach Vorkorrosion dagegen bereits bei elastischer Verformung; die bei der Vorkorrosion entstandenen Lochfraßstellen sollen spannungsüberhöhend wirken und zu lokalen plastischen Verformungen und Aufreißen des Oxidfilms führen.

Mit dieser Erklärung ist noch nichts über die Ursache für den Einfluß der Vorkorrosion auf die Rißausbreitung ausgesagt. Dies wird also noch diskutiert werden müssen.

4.11 Rißgeschwindigkeit in technischer AlZnMg3-Legierung

Bisher sind die unterschiedlichen Einflüsse auf die Ausbreitung von SRK-Rissen in der reinen AlZnMg3-Legierung untersucht worden. Dieses Material ist wegen der hohen Herstellungskosten für die Praxis weniger interessant. Es bleibt daher noch die Frage, wie sich die reine und die technische AlZnMg3-Legierung hinsichtlich der Rißausbreitungsgeschwindigkeit unterscheiden.

In Bild 35 sind Messungen an Proben aus AlZnMg3-tech gezeigt, die bezüglich Abmessungen und Wärme- und Korrosionsbehandlung mit den Proben zu den Kurven B, C und D aus Bild 12 vergleichbar sind. Nach der angegebenen Wärmebehandlung haben die

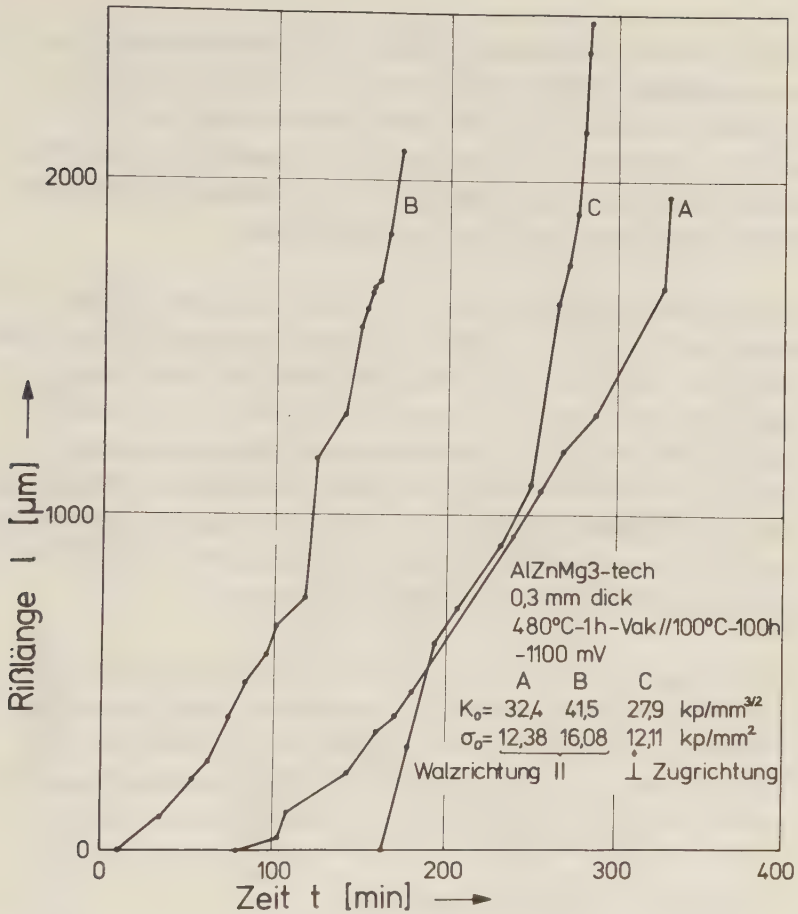


Bild 35 : Rißgeschwindigkeit in AlZnMg3-tech

Proben weitgehend globulitisch geformte Körner von etwa 30 μm Durchmesser. Trotzdem wird der Einfluß der Walzrichtung in Relation zur Zugrichtung berücksichtigt. Die Inkubationszeiten sind bei der technischen Legierung erheblich länger als bei der reinen; vermutlich ist das der Grund für die in [36] angegebene geringere SRK-Empfindlichkeit der technischen Legierung. Die Rißausbreitung setzt danach mit etwa gleicher Geschwindigkeit ein und verläuft nicht so sprunghaft.

Bild 36 zeigt die Lage der $\log v$ -K-Kurven im Vergleich zum Streuband aus Bild 16. Wie dort sind die Kurven ab jenem Wert von K gestrichelt gezeichnet, bei dem der Restquerschnitt zu fließen beginnt. Die Rißgeschwindigkeiten sind in erster Näherung bei beiden Legierungen gleich, die Abhängigkeit von K ist jedoch geringer. Das trifft insbesondere auf die Kurve C zu, wo die Walzrichtung des Probenbleches quer zur Zugrichtung im SRK-Versuch ist; dieser Zustand ist auch der in Bezug auf die Rißgeschwindigkeit empfindlichere. Nach [33, 62, 63, 64, 90] ist dies auch zu erwarten. Darüber hinaus zeigt Kurve C jenes in [33, 62, 63, 64, 90] genannte Plateau der $\log v$ -K-Kurve, das bei der reinen Legierung nicht gefunden werden kann.

Nach dem Ergebnis von Bild 36 können die Befunde über die verschiedenen Einflüsse auf die Rißgeschwindigkeit in AlZnMg3-rein zumindest qualitativ auf die technische AlZnMg3-Legierung übertragen werden, wenngleich eine quantitative Prognose nur mit größter Vorsicht gestellt werden darf. Eine Theorie über den Mechanismus der SRK wird aber gleichermaßen auf beide Legierungen anwendbar sein können und müssen.

5. Fraktographische Untersuchungen

Die bei den SRK-Versuchen entstandenen Bruchflächen werden im Rasterelektronenmikroskop untersucht, um zusätzliche Informationen über das Rißwachstum zu gewinnen und um herauszufinden, welchen Einfluß die verschiedenen Spannungszustände - ebene Dehnung und ebene Spannung - auf die SRK-Bruchbildung haben. Dabei können mit Rücksicht auf den Umfang der Arbeit nicht alle Einzelheiten durch Bilder belegt werden.

5.1 Untersuchung der Bruchflächen

Bei der Betrachtung der Bruchflächen, vor allem derjenigen der grobkörnigen Proben, fällt der interkristalline SRK-Bruch durch die glänzenden Korngrenzflächen auf. Bild

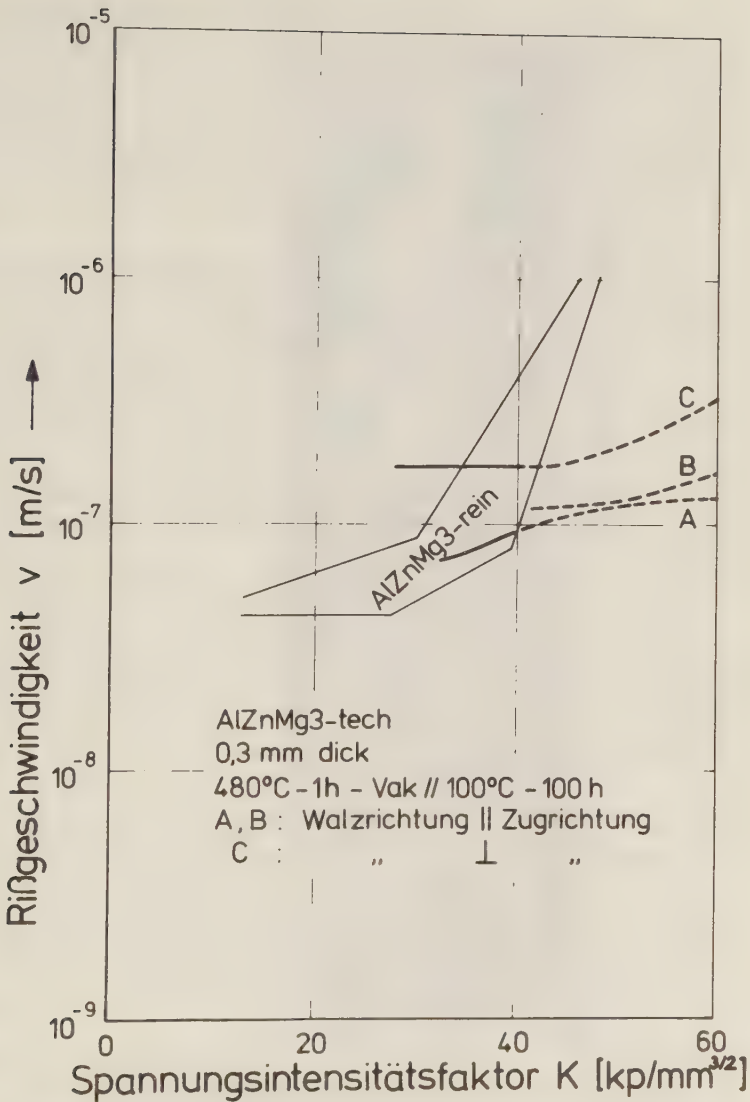


Bild 36: Reißgeschwindigkeit in AlZnMg3-tech

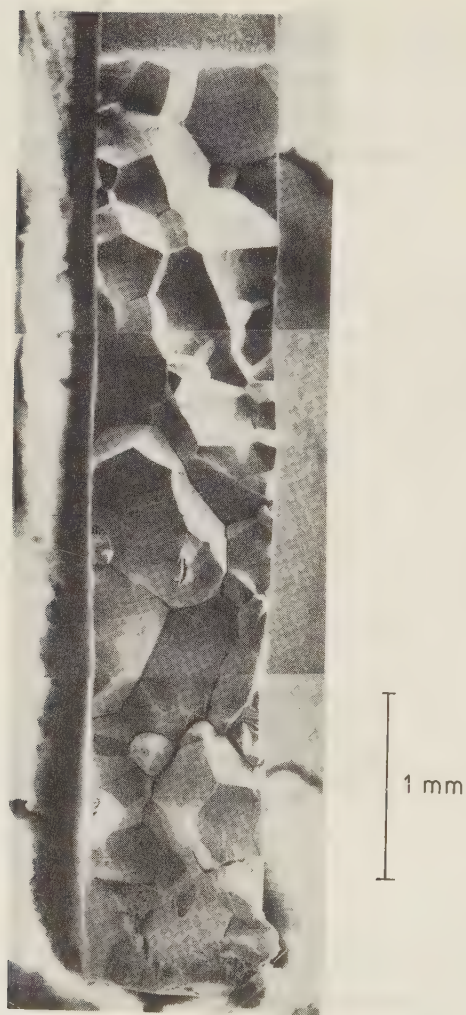


Bild 37: Bruchfläche einer beim SRK-Versuch gerissenen Probe

AlZnMg3-rein, 1 mm dick
480°C - 1h / 100°C - 100h , -1100 mV

37 zeigt die Bruchfläche einer Probe aus AlZnMg_3 -rein mit grobem Korn, die im SRK-Versuch gerissen ist; der spiegelnde Glanz wird durch die photographische Aufnahme nicht ganz deutlich. Von der Kerbe (im Bild 37 oben) aus wächst der SRK-Riß interkristallin. Zum Ende hin erfolgt der Bruch im wesentlichen durch Überschreiten der Bruchfestigkeit im verbleibenden Ligament und weist somit die Merkmale eines Gewaltbruchs auf, wie er mit der Zugprüfmaschine an Luft erzeugt wird.

Wie eine solche Gewaltbruchfläche vom grobkörnigen Material aussieht, ist in Bild 38 gezeigt. Neben den erwarteten Grübchen ("dimples") des transkristallinen Scherbruchs und dem durch sein faseriges Aussehen gekennzeichneten interkristallinen Scherbruch findet man interkristallinen Trennbruch, dessen glänzende Korngrenzflächen auffallen [30, 41, 105].*) Das Auftreten eines solchen interkristallinen Trennbruchs im hier vorliegenden kubisch-flächenzentrierten Material kann nur in der reinen AlZnMg_3 -Legierung beobachtet werden und ist auch hier nicht selbstverständlich; denn im allgemeinen tritt im kfz. Werkstoff wegen der großen Zahl möglicher Gleitebenen nur Scherbruch auf. Bei der verwendeten sehr reinen Legierung mit GP-Zonen als Ausscheidungen können die die Abgleitung verursachenden Versetzungen relativ ungehindert auf der Gleitebene wandern, bis sie an dem Hindernis Korngrenze stehen bleiben und sich dort aufstauen. So kommt es an den Korngrenzen, die durch Ausscheidungen bereits versprödet sind [97], zu hohen Spannungskonzentrationen, aufgrund derer ein Trennbruch möglich wird (vgl. [96 S. 101]); dieser kann also, wenn er auftritt, nur interkristallin sein.

Bei Proben aus feinkörnigem Material von ansonsten gleicher Art wie die grobkörnigen Proben sieht die Bruchfläche im Zugversuch an Luft, Bild 39, im wesentlichen gleich aus; der Anteil des interkristallinen Trennbruchs ist jedoch geringer. Dies ist auch zu erwarten, da bei einem makroskopischen Bruch normal zur Zugrichtung mikroskopisch gesehen viel mehr Korngrenzen vorhanden sind, um einen interkristallinen Scherbruch zu ermöglichen.

Das gleichartige Auftreten von Trennbrüchen im SRK-Versuch (ohne den Gewaltbruch zu Versuchsende) und im Zugversuch läßt auf einen zumindestens teilweise gemeinsamen

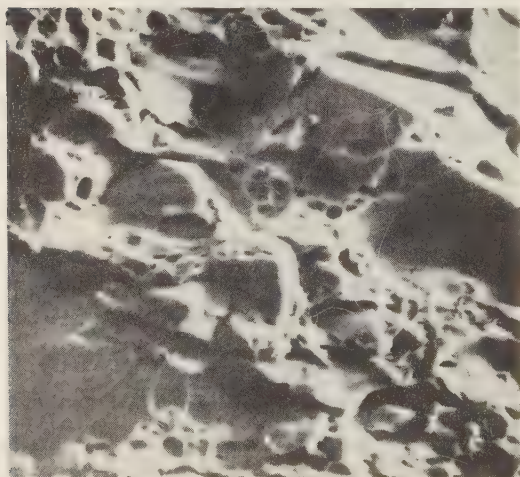
*) Zur Bezeichnung der Brucharten siehe [96 S. 35 f] . Eine Unterteilung des mikroskopischen Scherbruchs in die makroskopischen Erscheinungsformen des Normal- und des Schubspannungsbruchs wird hier nicht vorgenommen.



100 μm

Bild 38: Bruchfläche einer im Zugversuch an Luft gerissenen Probe mit grobem Korn

AlZnMg3-rein, 3 mm dick
480°C - 1h // 100°C - 100h , ungekerbt



10 μm

Bild: 39 Bruchfläche einer im Zugversuch an Luft gerissenen Probe mit feinem Korn

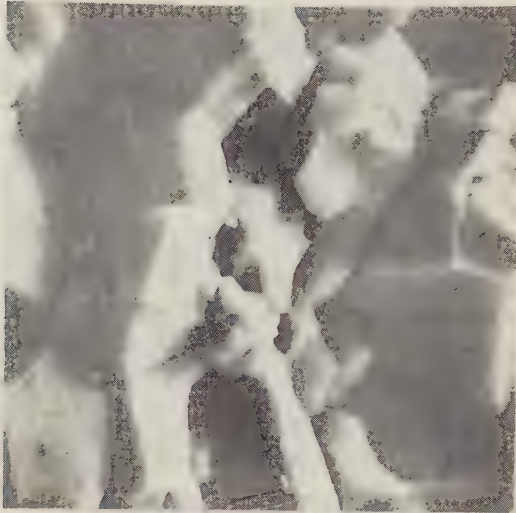
AlZnMg3-rein , 1 mm dick
480°C - 5 min // 100°C - 100h , ungekerbt

Mechanismus schließen. Der interkristalline SRK-Bruch könnte zwar auch durch einen elektrochemischen Mechanismus der anodischen Auflösung der Korngrenzen entstehen, jedoch kann dieser Mechanismus schlechterdings nicht auf den gleich erscheinenden Trennbruch im Zugversuch angewendet werden.

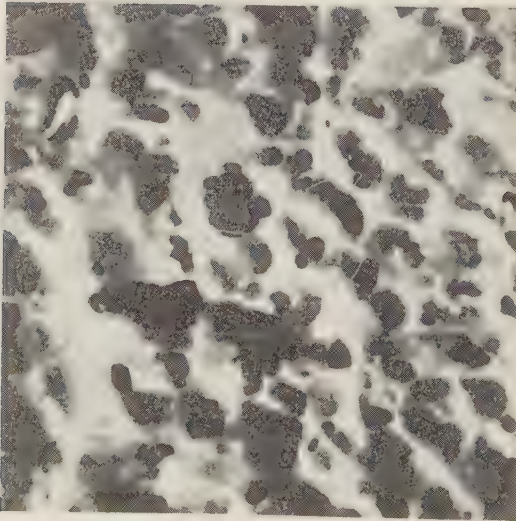
Man beobachtet gelegentlich in der Bruchfläche von Zugproben aufklaffende Risse entlang der Korngrenzen (Bild 38 und 39), die nicht zum Bruch der Probe geführt haben. Diese können nur durch Trennbruch und nicht durch Scherbruch entstanden sein, da bei mikroskopischer Betrachtung nur Zugspannungen normal zur Korngrenze und nicht Schubspannungen aufklaffend wirken können. Solche Risse findet man auch im SRK-Bruch (Bild 37), wobei sie mit wachsender Rißlänge – also mit zunehmender Spannung im Restquerschnitt – weiter aufklaffen. Diese Risse lassen sich grundsätzlich auch durch einen iK-Mechanismus erklären, nicht jedoch ihr mit der Rißlänge zunehmendes Aufklaffen; im Gegenteil müßten bei kleiner Rißlänge, wo das Rißwachstum sehr viel langsamer erfolgt und somit für iK mehr Zeit zu einem tief reichenden Angriff zur Verfügung steht, diese Risse eher weiter aufklaffen als später.

In Bild 37 ist der Übergang vom SRK-Bruch zum Gewaltbruch aufgrund der Versuchsdurchführung (die Probe bleibt unter Last bis zum Bruch in der Korrosionslösung) fließend. Nimmt man die Probe vor dem vollständigen Bruch aus der Lösung und zerreißt sie in der Zugprüfmaschine, so wird der Unterschied zwischen SRK-Bruch und Gewaltbruch deutlicher, wie Bild 40 zeigt, zumal bei Verwendung feinkörnigen Materials der Trennbruchanteil im Gewaltbruch gering ist (s. oben). Dadurch läßt sich die Front des Risses in der Probe ermitteln, s. Kap. 5.2. Der gleiche Unterschied im Bruchaussehen ist auch bei der technischen AlZnMg3-Legierung zu finden, Bild 41. Bei diesem Material tritt im Gewaltbruchgebiet praktisch kein interkristalliner Trennbruch auf.

Der SRK-Bruch der AlZnMg3-Legierung ist fast immer interkristallin. Gelegentlich erfolgt er in dem reinen Material bei grobem Korn transkristallin, Bild 42. Dies tritt dann auf, wenn eine Korngrenze sehr ungünstig zur Rißausbreitungsrichtung orientiert ist (s. Kap. 4.4 und [18]) und das Korn deshalb sehr stark verformt wird, was an der hohen Dichte von Gleitstufen sichtbar ist. Dabei sind nicht nur an der Korngrenze, sondern auch im Korn so hohe Spannungskonzentrationen vorhanden, daß bei gleichzeitiger Wirkung der Korrosion ein transkristalliner SRK-Bruch möglich wird.



(a)



(b)

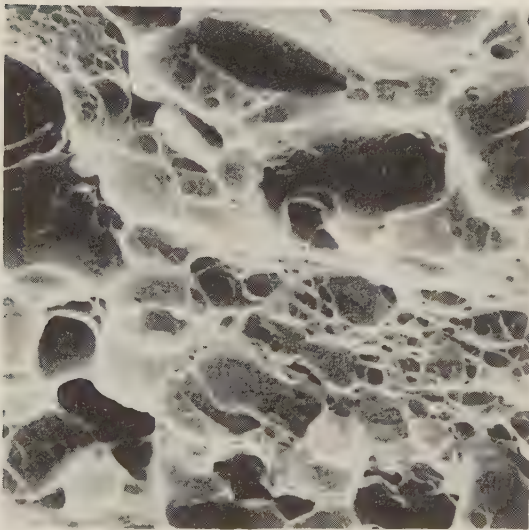
5 μm

Bild 40: SRK-Bruch (a) und Gewaltbruch (b) einer feinkörnigen Probe
AlZnMg3-rein, 1 mm dick
480°C - 5 min // 100°C - 100h , -1100 mV
anschließend Zugprüfmaschine mit 2,5 mm/min Dehngeschwindigkeit



(a)

5 μm



(b)

Bild 41: SRK-Bruch (a) und Gewaltbruch (b) einer technisch legierten Probe
AlZnMg3-tech , 0,3 mm dick
480°C - 1h - Vak // 100°C - 100h , -1100 mV
anschließend Zugprüfmaschine mit 2,5 mm/min Dehngeschwindigkeit



10 µm

Bild 42: transkristalliner SRK-Bruch

AlZnMg3-rein , 1 mm dick

480°C - 1h // 100°C - 100h , -1100 mV

Blick auf Probenfläche und Probenseite (Probe um 45° gegen Blickrichtung geneigt)

5.2 Ausbildung der Rißfront

Wenn man Rißlängen nach der in Kap. 4.2 beschriebenen Methode durch Beobachtung der Probenoberfläche ermittelt, so muß die Frage untersucht werden, ob das Fortschreiten der sichtbaren Rißspitze repräsentativ für das Wachstum des ganzen Risses ist, d.h. ob nicht etwa der Riß an der Oberfläche langsamer oder schneller wächst als in der Probenmitte. Bei den grobkörnigen Proben aus AlZnMg3-rein, wo die Probe nur einige Korndurchmesser dick ist und bei den in [33, 62, 63, 64, 90] verwendeten sehr dicken Proben, wo der Anteil der ebenen Spannung an der Probendicke vernachlässigbar klein ist, trifft die Annahme zu, daß die Rißfront ungefähr gerade verläuft, wie Stichproben gezeigt haben. Dagegen muß in Proben mit einem großen Verhältnis von Probendicke zu Korngröße und in Proben mit sehr unterschiedlichen Spannungszuständen die Rißfront nicht notwendigerweise gerade sein. Um dies zu klären, werden Proben aus AlZnMg3-

rein im feinkörnigen Zustand zu verschiedenen Zeiten aus dem SRK-Versuch genommen und in der Zugprüfmaschine zerrissen. Wie in Kap. 5.1 dargelegt, ist der Unterschied zwischen SRK- und Gewaltbruch sehr ausgeprägt, so daß der Verlauf der Rißfront mühe-los erkannt werden kann.

Bild 43 zeigt solche Bruchflächen. Der SRK-Riß beginnt an den Ecken der Kerbfront, Bild 43a. An dieser Stelle ist die Achsigkeit des Spannungszustandes am niedrigsten (im Eckpunkt genau einachsig) und damit die Verformbarkeit am größten. Wenn der Riß durch die ganze Probe hindurch reicht, beginnt er, in der Probenmitte schneller zu wachsen, wie man in Bild 43b erkennt [98] . Dabei stellt sich allmählich ein stationärer Zustand im Verlauf der Rißfront zwischen Probenoberfläche und -mitte ein, wie ein Vergleich der Bilder 43b und 43c zeigt.

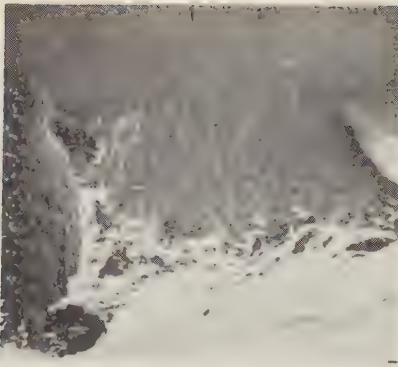
In der Probenmitte ist die Mehrachsichtigkeit des Spannungszustandes am größten (in der Symmetrielinie ideal dreiaxsig). Dieser Zustand liefert - abgesehen vom Beginn des SRK-Rißwachswachsens in Bild 43a - die größte Rißgeschwindigkeit; die Ursache dafür wird zu diskutieren sein. Je weiter der Riß in der Probenmitte fortschreitet, desto größer wird die Spannung im zurückbleibenden Teil des Ligaments, so daß dort die Rißgeschwindigkeit zunimmt (vgl. Kap. 4.5). Dies führt zu dem genannten stationären Zustand des Rißfrontverlaufs, womit die Messung der Rißlängenänderung an der Probenoberfläche ein richtiges Maß für die Rißgeschwindigkeit durch die ganze Probendicke hindurch ist. Bei gleicher Spannung aber ist die Rißausbreitungsgeschwindigkeit im Zustand ebener Dehnung (in der Probenmitte) größer als im Zustand ebener Spannung (an der Oberfläche). Die Theorien der AFS und der Gleitstufenhöhe (s. Kap. 1.) geben dafür keine Erklärung.

6. Diskussion

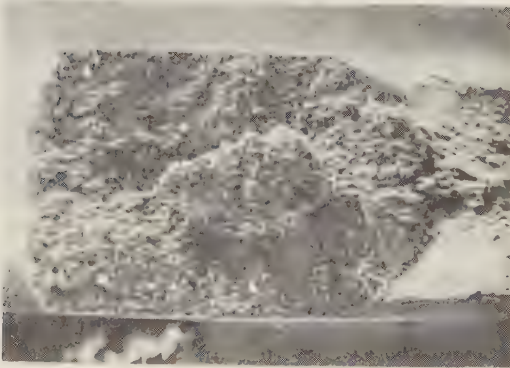
Im vorangegangenen waren eine Reihe von Fragen aufgeworfen worden, die mit den in Kap. 1. genannten Theorien nicht befriedigend geklärt werden konnten. Sie seien hier noch einmal zusammengestellt:

Die Theorie der AFS (s. Kap. 1.1) versagt bei der Erklärung der Befunde,

(a)



(b)



(c)



Bild 43: Ausbildung der Rißfront bei unterschiedlich weit fortgeschrittenem SRK-Riß

AlZnMg3-rein , 1 mm dick
480°C - 5 min // 100° C - 100h , -1100 mV

- a) daß die Empfindlichkeit gegen SRK der reinen AlZnMg3 -Legierung wesentlich größer ist als die der technischen, während bei der erstgenannten keine AFS zu erkennen sind (s. Kap. 2.3.1 und Kap. 4.11);
- b) daß sich der SRK-Riß senkrecht zur Zugrichtung schneller ausbreitet als parallel zu ihr (s. Kap. 4.4), während der Korngrenzenangriff überall gleich erfolgen sollte und Schubspannungen entlang von Korngrenzen, die zu starken Verformungen in ggf. vorhandenen AFS führen könnten, am kleinsten sind, wenn die Korngrenze normal zur Zugrichtung liegt;
- c) daß gelegentlich transkristalline SRK-Risse auftreten (s. Kap. 4.4 und Kap. 5.1);
- d) daß die Rißausbreitung - von der Anfangsphase abgesehen - im Zustand der ebenen Dehnung schneller erfolgt als im ebenen Spannungszustand, daß die Geschwindigkeit also mit der Probendicke wächst, wogegen die größere Verformung - und damit die Erhöhung der Versetzungsdichte in den ggf. vorhandenen AFS - und der von der ungeschützten Probenseite her früher und länger erfolgende Korrosionsangriff den oberflächennahen Bereich des ebenen Spannungszustandes viel empfindlicher gegen die SRK-Rißausbreitung machen sollte (s. Kap. 4.7 und 5.2).

Weiter läßt sich mit der AFS-Theorie nur schwer erklären,

- a) daß die in Form von Gleitstufen sichtbare plastische Verformung keineswegs auf die AFS beschränkt ist, sondern das ganze Korn erfassen kann (s. Kap. 4.3);
- b) daß die Rißausbreitungsgeschwindigkeit vor allem bei dünnen Proben aus grobkörnigem Material sehr stark von der Größe der Belastung abhängt, wenngleich die AFS-Theorie hierfür eine Erklärung mit der dabei erhöhten Versetzungsdichte in den AFS, die - wie gesagt - hier nicht gefunden werden können, anbietet (s. Kap. 4.5);
- c) daß die Flächen des SRK-Bruchs und des interkristallinen Trennbruchs sehr ähnlich sind (s. Kap. 5.1).

Die Theorie der Gleitstufenhöhe (s. Kap. 1.2) erklärt nicht die Befunde,

- a) daß zwar ausgeprägte Gleitstufen durch das ganze Korn reichen, aber nur sehr selten transkristalline SRK auftritt (s. Kap. 4.3);

- b) daß sich der SRK-Riß senkrecht zur Zugrichtung schneller ausbreitet als parallel zu ihr, während die durch Gleitstufen sichtbare Verformung eher eine gegensätzliche Abhängigkeit zeigt (s. Kap. 4.4 und Kap. 5.1);
- c) daß die Rißausbreitungsgeschwindigkeit - von der Anfangsphase abgesehen - im ebenen Dehnungszustand größer als im ebenen Spannungszustand ist, also mit der Probendicke wächst, wogegen der letztgenannte Zustand (an der Probenseite) durch leichtere Verformbarkeit und damit durch zahlreichere und höhere Gleitstufen gekennzeichnet ist (s. Kap. 4.7 und 5.2).

Beide Theorien erklären gleichermaßen nicht, daß bei Änderung des Potentials sich das Rißwachstum erst nach langer Zeit auf die neue Versuchsbedingung einstellt, wogegen die Auflösung von Metall - ob an der Korngrenze oder an einer austretenden Gleitstufe - als Oberflächenprozess sehr schnell müßte gesteuert werden können (s. Kap. 4.6).

Die Theorie der Wasserstoffversprödung (s. Kap. 1.3) stützt sich auf Ermittlungen von SRK-Rißgeschwindigkeiten, die in AlZnMg_3 bis zu $0,2 \text{ m/s}$ gemessen [57, 99] und sogar auf 10 m/s geschätzt werden [99] und die der idealspröden Rißausbreitung von ca. $2 \cdot 10^3 \text{ m/s}$ (= ca. $1/3$ der Schallgeschwindigkeit [56, 58]) näherkommen als die größte in dieser Arbeit gefundene Rißgeschwindigkeit von $2 \cdot 10^{-6} \text{ m/s}$ (ohne Vorkorrosion) (s. Kap. 4.7). Daß hier die hohen Geschwindigkeiten nicht erreicht werden, liegt vermutlich an geschwindigkeitsbestimmenden Diffusionsvorgängen liegen, wofür im Falle der Wasserstoffversprödung die Diffusion des Wasserstoffs in die Probe in Frage käme. Die Wanderungsgeschwindigkeit des Wasserstoffs ist dabei über nach den bisher bekannten Werten bei Raumtemperatur extrem klein (ca. 10^{-19} m/s bei 0°C nach [3 S. 72]), womit die Theorie der Wasserstoffversprödung zu versagen scheint.

Auf der anderen Seite sind diese Theorien aufgrund von Versuchsergebnissen entwickelt worden, die sie gut zu deuten vermögen. Auch auf einige der in dieser Arbeit zitierten Ergebnisse sind sie anwendbar; dies wird eine Vorstellung über den Mechanismus der SRK berücksichtigen müssen.

Im folgenden wird ein entsprechendes Modell entworfen, das zur Übersicht hier kurz umrissen werden soll:

Rißkeime oder Anrisse bilden sich in der Inkubationsperiode durch reine Korrosion, auch wenn die Beschädigung der Probenoberfläche zunächst mechanischer Art (Spannung, Reibung) ist. Die Metallauflösung ist verbunden mit einer Wasserstoffabscheidung an oder in unmittelbarer Nähe von diesen Stellen, wobei der Wasserstoff zunächst in Form von adsorbierten Atomen vorliegt. Ein Teil davon ist in der Lage, an den Rißkeimstellen, die ja frei von der die Wasserstoffdiffusion stark hemmenden Oxidschicht sind, in das Metall einzudiffundieren und in kleinen "Hohlräumen" (s. Kap. 6.3), wie sie besonders an Korngrenzen vorhanden sind, sich zu nicht mehr diffusionsfähigen Wasserstoffmolekülen zu verbinden. Durch andauerndes Zudiffundieren von Wasserstoff entsteht in den Hohlräumen allmählich ein so großer Druck, daß dieser zusammen mit der außen anliegenden Zugspannung ein Aufreißen des Materials bewirkt, das natürlich zwischen jenen Metallatomen erfolgt, deren Gitterbindung am schwächsten (infolge Passungsfehler) oder besonders hoch beansprucht ist (durch Druck in benachbarten Hohlräumen). Beim Reißen wird erneut oxidfreie Metalloberfläche erzeugt, so daß die Erzeugung von Wasserstoff weitergeht. Andererseits kann der Riß im solchermaßen versprödeten Material nur soweit wachsen, wie der Wasserstoff diffundiert ist.

Diese Vorgänge sollen nun im einzelnen behandelt werden.

6.1 Anrißbildung

In Kap. 4.1 ist [52] zitiert worden, wonach in der Inkubationsperiode aufgrund von reinen Korrosionsvorgängen an eng begrenzten Bezirken Ansätze zu wachstumsfähigen Rissen gebildet werden. Wie weiter dargelegt, ist der Übergang vom Rißkeim zum wachsenden Riß nicht klar festzulegen, und daher soll in der vorliegenden Arbeit vorwiegend das Rißwachsen betrachtet werden. Andererseits sind – wie oben angedeutet – die Vorgänge bei der Anrißbildung für das Rißwachstum bedeutsam. Diese müssen daher vorweg kurz diskutiert werden.

Als anrißzeugende Korrosionsvorgänge kommen interkristalline Korrosion (iK) und Lochfraß in Frage.

AlZnMg₃ zeigt in NaCl-Lösungen nur schwachen iK-Angriff [21, 100]. Die Korngrenzbereiche sind anodisch gegenüber dem Korninneren [100, 101] und können somit durch Lokalelementbildung aufgelöst werden (vgl. [14 S. 336]). Die so ablaufende iK liefert sowohl Mikrokerben, die an ihrer Spitze eine Erhöhung der angelegten Spannung verursachen, als auch adsorbierten Wasserstoff [14 S. 74 ff], der ggf. in das Metall eindiffundieren kann.

Bei -1100 mV tritt in 1n NaCl nur geringer Lochfraß auf (vgl. [21]), bezüglich seiner Entstehung sei auf [14 S. 263] verwiesen. Lochfraßstellen werden nur dann in mechanischer Weise schädlich sein, wenn sie an Korngrenzen liegen und so als Rißkeim für die interkristalline SRK dienen können [41] oder wenn sie - von Korngrenzen entfernt gelegen - so tief sind, daß die durch sie verursachte Überhöhung des Spannungsfeldes im Material bis an Korngrenzen reicht und dort noch wirksam sein kann. Da die Lochfraßstellen im wesentlichen halbkugelig wachsen [14 S. 266], also selbst nur wenig spannungsüberhöhend wirken, ist die Beobachtung interessant, daß von der Innenfläche makroskopischer Lochfraßstellen eine große Anzahl mikroskopischer, kurzer Tunnel ausgehen, über die das Lochwachstum erfolgt (zit. nach [14 S. 265]). Ferner liefert die Lochfraßkorrosion Wasserstoff, der u.U. in den Werkstoff eindiffundieren kann.

Mechanisch bedingte Schädigungen der Oxidschicht - etwa durch austretende Gleitstufen oder durch Reibung - wirken nur dann anrißbildend, wenn die an ihnen entstehende lochfraßartige Korrosion die oben genannten Merkmale aufweist.

Als Anrisse kommen auch innere Kerben in Betracht, etwa Mikrorisse durch plastische Verformung oder größere Hohlräume oder auch inkohärent ausgeschiedene Teilchen. Solche nicht korrosionsbedingten Anrisse sollten hier nicht besprochen werden; es sei dazu auf [96] verwiesen.

Rißkeime oder Anrisse können also in AlZnMg nur solche Kerbstellen sein, die ein interkristallines Rißwachstum ermöglichen, das auch oder nur mechanisch abläuft. Korrosionsstellen, die nur mittelbar – etwa durch Wasserstoffentwicklung – wirken, können nicht als Anriß angesehen werden.

6.2 Elektrolytische Wasserstoffentwicklung

Überall dort, wo durch irgendwelche Vorgänge die das Grundmetall schützende Oxidschicht zerstört wird und das AlZnMg3 dem Angriff der Elektrolytlösung ausgesetzt ist, entwickelt sich bei dem stattfindenden Korrosionsvorgang so lange Wasserstoff, bis die aktive Korrosionsstelle repassiviert ist, d.h. durch das Nachwachsen der Oxidschicht wieder geschützt ist. Die Schutzwirkung des Oxids beruht auf seiner geringen elektrischen Leitfähigkeit; die Wasserstoffentwicklung ist also nur auf dem blanken Metall möglich.

Solche Stelle sind meist durch entstehende Wasserstoffblasen sichtbar und können die in Kap. 6.1 genannten Orte der iK und des Lochfraßes sein. Auch an die Oberfläche austretende Gleitstufen, deren Höhe größer als die Oxidschichtdicke ist – und das ist bei Grobgleitung [27 S. 291] der Fall – , legen ungeschütztes Metall frei. Ferner reißt die Oxidschicht bereits auf, wenn die elastische Dehnung des Grundmetalls größer ist als die Bruchdehnung des Oxids; so entspräche einer Probendehnung von 0,07%, bei der das Aluminiumoxid bricht [102] , eine Spannung von 5 kp/mm^2 , bei der das ausgelagerte AlZnMg3 nur elastisch verformt wird. *) Auch wird durch mechanischen Verschleiß bei Reibung die Oxidschicht zerstört. Weiterhin ist das Oxid in stark alkalischen und stark sauren Lösungen unbeständig [14 S. 156] . Wächst ein Riß, so sind die frisch erzeugten Rißflanken ebenfalls noch ohne Schutzschicht; die Beobachtung der Probenoberfläche bestätigt, daß Wasserstoffblasen sich außer an Lochfraßstellen und an Gleitstufen auch in der Nähe der Rißspitze bilden (s. Kap. 4.3), wohingegen die Blasen nicht an den zurückliegenden Rißflanken entstehen, weil diese repassiviert sind und die dort gebilde-

*) Das auf dem Metall gewachsene Aluminiumoxid dürfte andere Eigenschaften und damit auch eine höhere Bruchgrenze haben als das in [102] untersuchte, so daß die zum Zerschneiden des Oxids erforderliche Spannung höher sein müßte.

te Oxidschicht infolge fehlender Verformung unzerstört bleibt.

In der Bruttoreaktion der Aluminiumkorrosion [14 S. 268]



ist als Teilschritt die "Volmer"-Reaktion enthalten, in der das unmittelbar vor der Metalloberfläche liegende hydratisierte Wasserstoffion zum adsorbierten Wasserstoffatom entladen wird. Diese Atome können auf zwei verschiedenen Wegen ("Tafel-" oder "Heyrovsky"-Reaktion) zu adsorbierten Wasserstoffmolekülen und dann zum Gas reagieren, das sichtbar entweicht [14 S. 74 ff] . Sie können aber auch in das Metall eindiffundieren, und zwar bis zum Gleichgewicht mit der Konzentration adsorbierter Wasserstoffatome. Da bei gehemmter Rekombination der atomare Wasserstoff in der Adsorptionsschicht in einer gegenüber dem Gleichgewicht stark erhöhten Konzentration vorliegt, wird er auch im Metall in einer Menge absorbiert, die einem stark erhöhten Wasserstoffdruck in der Gasphase entspricht [14 S. 292] .

Die entwickelte Wasserstoffmenge hängt ab von der Zahl und Größe der aktiven Korrosionsstellen, von der Geschwindigkeit, mit der die aktiven Korrosionsstellen repassiviert werden, und von der kathodischen Teilstromdichte der Wasserstoff-Abscheidung. Die letzte hängt gemäß der Stromdichte-Potential-Kurve vom Potential ab, das seinerseits wieder andere Schritte der Korrosion beeinflusst.

Es sei erwähnt, daß Metallschmelzen - auch die des Aluminiums - sehr aufnahmefähig für Wasserstoff sind, der beim Abkühlen nicht vollständig entweicht. So kann AlZnMg_3 ca. $0,3 \text{ cm}^3 \text{ H}_2 / 100 \text{ g}$ Material im festen Zustand [30] enthalten, der teils als Atom interstitiell und größtenteils als Molekül in Poren vorliegt, welche erst beim Abkühlen durch den Wasserstoff gebildet worden sind. Dieser Wasserstoff ist für sich allein wahrscheinlich unschädlich, da er bereits durch die Porenbildung [43 S. 73 ff] genügend Raum erhalten hat; er kann aber den für die Rißbildung erforderlichen Bedarf an in den Werkstoff eindiffundiertem Wasserstoff (s. Kap. 6.4) senken.

6.3 Diffusion des Wasserstoffs

Eines der wesentlichen Argumente gegen die Theorie der Wasserstoffversprödung (Kap. 1.3) ist die Tatsache, daß der Wasserstoff praktisch nicht in das Aluminium eindiffundieren kann (s. unter Kap. 6), weil die primäre Oxidschicht (= Sperrschicht) von 10 bis 20 Å Dicke [3 S. 845] porenfrei und sehr dicht ist. Die Bestimmung von Diffusionskoeffizienten bei niedrigen Temperaturen ist wegen der Sperrschicht schwierig, doch notwendig, um die Theorie der Wasserstoffversprödung beurteilen zu können.

Mit Hilfe der Methode der Vakuum-Heißextraktion ist die Wasserstoffdiffusion in Aluminium untersucht worden, und es sind auf Raumtemperatur umgerechnete Werte des Diffusionskoeffizienten von $3 \cdot 10^{-11} \text{ cm}^2/\text{s}$ (in Al [103 S. 8, 104 S. 303]) und $2 \cdot 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{s}$ (in Al 99,5 [105]) erhalten worden. Vor kurzem ist ein Wert des Diffusionskoeffizienten von Wasserstoff in 7075 mit $2 \cdot 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{s}$ mitgeteilt worden [106], der bei Raumtemperatur aus Permeationsmessungen in einer elektrochemischen Zelle (nach [107, 108]) mit Hilfe des Time-lag-Verfahrens (nach [109, 110]) ermittelt worden ist [111]. *) Versuche an austenitischem Stahl liefern vergleichbare Werte [106, 111].

Bei der Ermittlung des genannten Wertes von $2 \cdot 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{s}$ [106] ist die aus der Membran austretende Wasserstoffmenge auf die gesamte Probenfläche bezogen worden. Bezieht man sie dagegen nur auf denjenigen Teil des Diffusionsquerschnittes, der aus "Korn-

*) Schon vorher konnte in Versuchen am Rande dieser Arbeit festgestellt werden, daß Wasserstoff durch eine technische AlZnMg1-Legierung (Tab. 1) bei Raumtemperatur in merklicher Menge diffundiert, wenn nur die sperrende Oxidschicht fehlt. Es wurde ein ähnliches Meßverfahren wie oben [106] benutzt: Die membranartige Probe trennt zwei Elektrolyträume; an einer Membranseite wird kathodisch Wasserstoff reduziert, von dem ein Teil in und durch die Membran diffundiert und auf der anderen Seite anodisch oxidiert wird (s. [112]). Während in [106] die hemmende Oxidschicht auf dem Aluminium durch Verwendung von HCl mit pH = 1 als Elektrolyt zerstört wird, wurde hier in 0,1n NaOH ein durch Walzplattieren hergestelltes Sandwich aus Pd-AlZnMg1-Pd benutzt, bei dem die Oxidschicht an den Phasengrenzen durch das Walzstrecken zerbrochen und die Bruchstücke verstreut worden sind. Wegen der Sandwich-Konstruktion ist die Auswertung der Versuche zur Gewinnung von Werten des Diffusionskoeffizienten von Wasserstoff in dem AlZnMg1-tech nicht möglich - die Zahl der Unbekannten ist zu groß -, eine Ja-Nein-Aussage kann jedoch gemacht werden.

grenze" besteht (Korngrenzendiffusion) und sehr viel kleiner als die Probenfläche ist, so ergibt sich ein wesentlich größerer Wert des Diffusionskoeffizienten. Denn während man auch im polykristallinen Material bei hohen Temperaturen praktisch mit reiner Volumendiffusion - d.h. Diffusion durch das Kristallgitter -, die hier von gleicher Größenordnung wie die Korngrenzendiffusion ist, rechnen kann, überwiegt bei tiefen und mittleren Temperaturen die letzte [113 S. 595 ff] . Der Koeffizient der Korngrenzendiffusion ist um mehrere Zehnerpotenzen größer (nach [3 S. 544, 113 S. 598] um ca. 5 bis 6 Zehnerpotenzen für 14 μm bis 2600 μm Korngröße, abhängig von der Temperatur) als der der Volumendiffusion [113 S. 595] .

Der an oxidfreien Metalloberflächen entstandene und dort in das Metall eindiffundierte atomare Wasserstoff rekombiniert an inneren Grenzflächen zu nicht mehr diffusionsfähigen (vgl. [114]) Molekülen. Die inneren Grenzflächen bilden die Wände von Hohlräumen [114] ; diese sind Gitterfehler, Versetzungen, Leerstellen, Mikrorisse durch unter Schubspannung angesammelte Versetzungen, Löcher durch kondensierte Leerstellen, Ränder von Ausscheidungen, Passungsfehler in Korngrenzen u.a.m.. Es ist anzunehmen, daß diese Hohlräume zumeist an Korngrenzen liegen; entlang derer diffundiert aber - wie oben dargelegt - der Wasserstoff vorwiegend. Die Hohlräume wirken nun wie Fallen ("traps") und verringern die weiterdiffundierende Menge [115] .

6.4 Wirkung des Wasserstoffs

In den Hohlräumen sammelt sich so lange molekularer Wasserstoff an, bis das Gleichgewicht mit dem in der Adsorptionsschicht aufgestauten atomaren Wasserstoff erreicht ist. Unter bestimmten Annahmen errechnet man Drücke $>10^4 \text{ atm}$ [27 S. 285, 116, 117] .

In Stahl können durch diese Drücke in den Hohlräumen auch ohne Vorhandensein einer von außen aufgegebenen Spannung Risse gebildet [96 S. 414 ff] werden. Man darf annehmen, daß in AlZnMg ähnliches möglich ist, wenngleich die durch den Wasserstoffdruck verursachten Spannungen im Gitter teilweise durch Fließen (der Hohlraum wirkt wie eine innere Kerbe) abgebaut werden können. Das Fließen geschieht durch Wanderung

von Versetzungen, die an Hindernissen – das sind bei kohärenten Ausscheidungen hauptsächlich Korngrenzen – aufgestaut werden und dort neue Spannungsfelder schaffen.

Ebenso werden starke Spannungsfelder an den Korngrenzen auch durch die außen anliegende Zugspannung hervorgerufen, die zu Versetzungsbewegung, Gleitstufenbildung und Versetzungsaufstau führen (s. Kap. 4.3, [41]). Wenn die überlagerten Spannungsfelder – dasjenige in der Nähe eines unter großem Druck stehenden Hohlraumes, dasjenige an der Korngrenze durch Versetzungsaufstau infolge teilweisen Abbaus des zuerst genannten Feldes, dasjenige um Korngrenzenausscheidungen infolge mangelnder Gitterpassung zur Matrix, dasjenige an der Korngrenze durch Versetzungsaufstau infolge Verformung (plastische Zone) durch die außen anliegende Spannung (s. Kap. 4.3) und schließlich das durch die ganze Probe hindurch wirkende Feld der außen angelegten Spannung – in geeigneter Weise zusammenwirken, kann es zum Trennen der Bindung zwischen zwei Atomreihen kommen, was ja Rißwachsen ist.

Dabei ist zu beachten, daß sowohl die äußere Zugspannung wie auch der innere Wasserstoffdruck Rißausbreitung bewirken können. Aber nur die äußere Spannung ist bei ausreichender Höhe in der Lage, einen vollständigen Bruch der Probe herbeizuführen, während für den gleichen Effekt durch den Wasserstoffdruck immer noch ein genügender Betrag an äußerer Spannung vorhanden sein muß. Dafür gibt es mehrere Gründe, die vor allem in der Schaffung von Stellen für die Wasserstoffentwicklung (Kap. 6.2) und in der Bildung von Hohlräumen (Kap. 6.3) liegen. Aber auch der Unterschied zwischen der Rißausbreitung unter einem inneren Wasserstoffdruck und derjenigen unter einer äußeren Zugspannung ist wichtig, was in [96 S. 420 f] näher dargelegt ist: Da die Rißausbreitungsgeschwindigkeit größer als die Beweglichkeit der Wasserstoffatome ist, kann in einen wachsenden Riß (hier als ein von einem unter Druck stehenden Hohlraum ausgehender Innenriß betrachtet, der sich erst später mit dem Hauptriß verbindet) kaum noch Wasserstoff eindringen. Der Druck im Rißinneren nimmt daher ab, und der Riß kommt zum Stehen, wenn der Druck für die Rißausbreitung nicht mehr ausreicht. Da die Rißspitze dabei durch plastische Verformung abgestumpft wird, ist ein höherer Druck als der soeben genannte erforderlich (s. auch [58]), um den Riß wieder anlaufen zu lassen. Zum Aufbau dieses Druckes – also für die Diffusion und Rekombination von Wasserstoffatomen – ist Zeit erforderlich,

weshalb das Rißwachstum diskontinuierlich erfolgt. Dabei ist es durchaus möglich, daß während der schnellen Phase Rißgeschwindigkeiten wie die in [57] mitgeteilte (s. unter Kap. 6.) erreicht werden.

Die Geschwindigkeit der makroskopischen Rißausbreitung wird also, wie im vorangegangenen beschrieben, durch mehrere Faktoren bestimmt: Ohne Unterstützung durch den Wasserstoff ist Rißausbreitung bei Spannungen unterhalb der Bruchfestigkeit nicht möglich. Die an der zukünftigen Bruchstelle vorhandene Wasserstoffmenge hängt ab von der Mechanik (wie schnell wird die Deckschicht durch Dehnung, Gleitstufen oder Reibung zerstört und wieder passiviert), der Elektrochemie (wieviele und wie große aktive Korrosionsstellen sind vorhanden, wie groß ist die Teilstromdichte der Wasserstoffabscheidung, wie stark ist die Rekombination des atomaren Wasserstoffs an der Oberfläche gehemmt) und der Physik (wie schnell diffundiert der Wasserstoff zu den Hohlräumen und rekombiniert dort). Der Bruch selbst wird durch Spannungen hervorgerufen, wozu die außen an der Probe aufgegebene Belastung einen großen Beitrag liefert. Die mechanischen Eigenschaften der AlZnMg-Legierungen ohne Korrosion werden durch eine Reihe von Faktoren bestimmt, die auf diesem Wege auch den SRK-Bruchablauf beeinflussen; sie sollen hier im einzelnen nicht dargelegt werden, es sei dazu auf [3] verwiesen.

Bevor nun mit Hilfe dieser Vorstellung die in der vorliegenden Arbeit gefundenen Phänomene der SRK gedeutet werden, soll noch kurz die Frage der Rißausbreitung allein durch elektrochemische Metallauflösung am Rißgrund diskutiert werden. In Kap. 4.3 ist eine gelegentliche Bildung von Wasserstoffblasen im Rißgrund beschrieben worden. Beim feinkörnigen AlZnMg₃-rein ist diese Blasenbildung während einiger Zeit beobachtet und daraus die Rißausbreitungsgeschwindigkeit durch die entsprechende Metallauflösung abgeschätzt worden (vgl. Anhang E). Sie liegt zwischen 10^{-4} m/s und 10^{-10} m/s, im Mittel bei $2 \cdot 10^{-7}$ m/s, und entspricht etwa dem in Bild 30 gemessenen Wert. Die Rißgeschwindigkeit im grobkörnigen Material liegt um eine Zehnerpotenz (Bild 30) und nach Vorkorrosion desselben um eine weitere (Bild 34) höher als im feinkörnigen; in beiden Fällen ist die Rißausbreitung nicht von sichtbaren Wasserstoffblasen begleitet. Demnach genügt die abgeschätzte Stromdichte der Aluminiumauflösung in manchen, aber sicher nicht in allen (vgl. [57, 99]), Fällen allein schon zur Deutung der Rißausbreitungsgeschwindigkeit.

Auf jeden Fall aber ist diese Metallauflösung (an den frischen Rißflanken oder an der Rißspitze) notwendig zur Erzeugung des Wasserstoffs für den Mechanismus der Wasserstoffversprödung.

6.5 Detaillierte Deutung der Versuchsergebnisse

Nachdem im vorangegangenen ein Mechanismus der SRK in AlZnMg_3 dargestellt worden ist, soll er im folgenden zur Deutung der in der vorliegenden Arbeit gefundenen Versuchsergebnisse und Phänomene der SRK benutzt werden.

6.5.1 Einfluß der Spannungsverteilung

Entsprechend der Vorstellung, daß die äußere Last einen wesentlichen Anteil an der Bruchbildung hat, beeinflußt sie die Rißentstehung und -ausbreitung in starkem Maße. Wird die Last erhöht, so wächst sowohl die Spannung in der Probe wie auch die plastische Zone am Kerb- oder Rißgrund. Zum einen führt das zu einem Anwachsen derjenigen Spannungen, die die beiden Atomreihen längs der zu erzeugenden Trennfläche (z.B. Korngrenze) voneinander zu entfernen suchen und die die beiden Kristalliteile längs der zu betätigenden Gleitebene gegeneinander zu verschieben trachten oder, wenn hier bereits Abgleitung stattgefunden hat, weitere Versetzungen erzeugen. Zum anderen treffen in einem größeren Bereich Versetzungen auf Korngrenzen auf oder treten als Gleitstufen an der Oberfläche aus.

Wenn der Anteil, der von den Spannungsfeldern durch die äußere Last und durch den Versetzungsaufstau gebildet wird, an der Spannung, die zum Erreichen der Zerreißfestigkeit des Materials in der zu erzeugenden Trennfläche nötig ist, steigt, so kann der zusätzlich erforderliche Wasserstoffdruck geringer sein. Wenn die Gleitstufen genügend groß sind, wird die Deckschicht zerstört und Wasserstoff entwickelt, und wenn sie überdies noch zahlreich sind, so wird der zum Rißeinleiten und -wachsen erforderliche Wasserstoffdruck schnell erreicht.

Das hat zur Folge, daß mit steigender Last die Inkubationszeit abnimmt (Kap. 4.5.1) und die Rißausbreitungsgeschwindigkeit wächst (Kap. 4.5.3). Umgekehrt wird der Riß sofort langsamer, wenn die Last während des Versuchs gesenkt wird (Kap. 4.5.5). *) Und schließlich kann bei sehr kleiner Last, deren Höhe von einer möglichen Spannungsüberhöhung an Kerben abhängt, für die Erzeugung und Eindiffusion von Wasserstoff außer an Lochfraß- und iK-Stellen nur wenig Möglichkeit vorhanden sein; T_i wäre dann sehr groß.

Da der Bruch - wie schon gesagt - letzten Endes die Trennung zweier Atomlagen ist [118], wird er vorzugsweise dort erfolgen, wo die trennende Spannung am größten ist. Dies ist bei mehreren gleichartigen (gleiche Korngrenzenstruktur, gleicher Wasserstoffdruck) Korngrenzen in der normal zur Zugrichtung gelegenen der Fall, so daß hier - unter der Annahme, eine hohe Triebkraft verursache eine hohe Geschwindigkeit, - der interkristalline Riß am schnellsten wächst (Kap. 4.4). Auch eine kleine Abweichung der Korngrenzenlage vom Winkel $\alpha = 90^\circ$ zur Zugrichtung verringert nicht die Rißgeschwindigkeit; denn die aufgrund der äußeren Last in der Korngrenze wirkende Normalspannung nimmt nur wenig ab ($\sim \cos \alpha$) und eine in der Korngrenze durch ihre Schräglage entstehende Schubspannung kann Versetzungen und dadurch bedingte Spannungsfelder erzeugen. Dagegen bestimmen Schubspannungen alleine das SRK-Verhalten, also die Rißbildung, kaum [119]. Beim "branching" (= Rißverzweigung, Kap. 4.3) ist die Rißausbreitung entlang zweier Korngrenzen gleich günstig; das weitere Wachsen der beiden Rißzweige wird solange gleichmäßig erfolgen, bis einer von beiden ein Hindernis vorfindet, woraufhin der nun längere Zweig infolge seines größeren Spannungsfeldes den anderen zusätzlich behindert und alleine weiterwächst.

An dieser Stelle kann auch der Einfluß einer Verformungstextur auf die Rißgeschwindigkeit (vgl. Kap. 4.11, [33]) geklärt werden. Wenn die langgestreckten Körner normal zur Zugrichtung liegen, findet der Riß auf seinem Weg durch das Material sehr viele für hohe

*) Während damit deutlich wird, daß die $\log v$ -K-Kurve lastabhängig (d.h. geneigt) ist, herrscht noch Unklarheit, in welcher Weise die Steigung dieser Kurven durch die Variation der in Kap. 4 untersuchten Einflußgrößen verändert wird. Auf eine Diskussion darüber muß daher im folgenden verzichtet werden.

Wachstumsgeschwindigkeit günstig gelegene Korngrenzen vor, während im anderen Extremfall der Riß häufig entlang der Korngrenzen in Zugrichtung wachsen muß, wo er - wie gezeigt - weitaus langsamer ist. Es sei noch bemerkt, daß bei normal zur Zugrichtung gelegenen Korngrenzen die Verformung in etwa vorhandenen AFS (vgl. Kap. 2.3.1 und Kap. 4.4) nur gering sein könnte, weil sie nur durch Schubspannungen erzeugt wird und diese klein sind (makroskopisch überwiegende Zugspannung, mikroskopisch ebener Dehnungszustand).

Findet der wachsende Riß eine sehr ungünstig orientierte Grenze eines Kornes, so kann dieses stark verformt werden, weil wegen der hier langsamen Rißausbreitung (s. oben) viel Zeit zur Verformung des Kornes gegeben ist. Dann ist das Spannungsfeld um die auf Gleitebenen in großer Zahl aufgestauten Versetzungen auch im Korn so groß, daß auch schon der im Korninneren angesammelte Wasserstoff, der dort in geringerer Menge als an den Korngrenzen vorhanden ist, zur Rißausbreitung genügen und so transkristalliner SRK-Bruch auftreten kann (Kap. 4.4 und Kap. 5.1, vgl. [41, 120]). Im übrigen erfolgt auch der Bruch an Luft sowohl trans- wie interkristallin, wie in Kap. 5.1 dargelegt ist; bei der SRK wird jedoch die Anfälligkeit für interkristallinen Bruch in der in Kap. 6.4 beschriebenen Weise durch Ansammlung von Wasserstoff im Korngrenzenbereich verstärkt.

Wie in Kap. 6.4 ferner dargestellt, wächst der SRK-Riß in einem versprödeten Gebiet, bleibt dann - meistens in einem weniger versprödeten Gebiet - unter plastischer Abstumpfung stehen und läuft später erneut an. Dieser diskontinuierliche Vorgang sollte im Raster-Elektronen-Mikroskop als Markierung auf den Korngrenzenflächen sichtbar sein. Da aber beim Aufreißen (Rißwachsen) das Metall deckschichtfrei ist, wird es rasch angegriffen, so daß die - wegen des mikroskopisch ebenen Dehnungszustandes ohnehin nur kleinen - Marken verschwinden [121]; bei sehr starker Vergrößerung (19 000-fach) erscheinen die Korngrenzenflächen jedoch aufgeraut [121].

Durch die beim Rißwachsen erzeugten frischen (deckschichtfreien) Rißflanken entsteht und diffundiert Wasserstoff zu den Hohlräumen vor der Rißspitze wegen der räumlichen Nähe und der oft größeren "aktiven" Fläche vermutlich in weit stärkerem Maße als an - in der reinen Legierung bei -1100 mV kaum vorhandenen - Lochfraß- und iK-Stellen, so

daß das weitere Rißwachsen schneller geht als die Anrißbildung. Die Geschwindigkeit nimmt nun bei konstanter Last ständig zu, weil mit wachsender Rißlänge die Spannung im Restquerschnitt, die plastische Zone, der Versetzungsaufstau, die Deckschichtzerstörung und somit auch Wasserstoffzeugung, -diffusion und -druck und die Spannungsfelder und schließlich dadurch auch die oben genannten Wachstumsstufen zunehmen.

Im ebenen Dehnungszustand ist ein spröder Bruch leichter möglich als im ebenen Spannungszustand; dort ist für das SRK-Rißwachstum daher ein geringerer Wasserstoffdruck und damit - bei gleicher Diffusionsgeschwindigkeit - eine kürzere Zeit zum Aufbau dieses Druckes erforderlich. Deshalb ist in dicken Proben, in denen der Anteil der ebenen Dehnung am makroskopischen Spannungszustand in der Probe größer als in dünnen Proben ist, auch die Rißgeschwindigkeit größer (Kap. 4.8).

Durch Vorkorrosion wird die Standzeit verkürzt (Kap. 4.10), und zwar wird sowohl die Inkubationszeit verringert - eine Erklärung dafür ist bereits in Kap. 4.10 gegeben - wie auch die Rißgeschwindigkeit erhöht. Der Wasserstoff, der ohne Vorkorrosion während der Inkubationsperiode im Bereich der plastischen Zone um den Kerbgrund in den Werkstoff diffundiert und zusammen mit der äußeren Last den Rißbeginn ermöglicht, gelangt im Falle der Vorkorrosion schon während dieser Zeit in ähnlicher Menge (sicher abhängig von der Dauer der Vorkorrosion) in das Material, womit die Inkubationszeit zum Aufbau des für den Rißbeginn erforderlichen Wasserstoffdruckes stark verkürzt wird; in beiden Fällen aber sind die Startbedingungen zu Beginn der Reißperiode für den Riß gleich und damit auch die anfänglichen Rißausbreitungsgeschwindigkeiten im frühen Stadium des Rißwachsens. Während nun beim Fehlen einer Vorkorrosion der Riß sich die Versprödung, die er vor seiner Spitze in ausreichender Höhe zum Weiterwachsen braucht, im Laufe des Versuchs erst ständig neu schaffen muß, ist im anderen Falle bei der Vorkorrosion von der Proben-seite her durch Lochfraß, iK und allgemeine Korrosion bereits Wasserstoff in die Probe eingedrungen und hat eine gewisse "Vorversprödung" geschaffen. Infolgedessen genügen hier bereits schon kleine zusätzliche Wasserstoffmengen, die beim Fortschreiten des Risses an den frischen Rißflanken entstehen, um unter der äußeren Spannung ein Rißwachsen zu ermöglichen; d.h. bei gleichen Diffusionsgeschwindigkeiten und -wegen wird der Riß

schneller wachsen. Durch erneute Wärmebehandlung nach der Vorkorrosion kann der Wasserstoff aus dem Material ausgetrieben werden, womit der Einfluß der Vorkorrosion wieder verschwindet [94] .

In diesem Zusammenhang dürfte die Feststellung interessant sein, daß die Standzeit kürzer ist, wenn die Probe zuerst in das Korrosionsmittel eingetaucht und dann belastet wird, als umgekehrt. Demnach sind die Stellen, an denen der Wasserstoff durch aktive Korrosion gebildet wird und in das Metall eindiffundiert, bevorzugt Gleitstufen oder Risse in der Oxidhaut und weniger Lochfraß- oder iK-Stellen (vgl. [21, 27, 29]).

Bislang sind in diesem Kapitel SRK-Erscheinungen im grobkörnigen Material betrachtet worden. Die feinkörnigen Proben unterscheiden sich von den gleichdimensionierten grobkörnigen im wesentlichen in zwei Punkten: Erstens kann an ihnen auch bei starker Verformung keine Grobgleitung beobachtet werden, und zweitens enthalten sie trivialerweise **wesentlich** mehr Korngrenzflächen je Volumeneinheit.

Zum ersten Punkt: Wenn keine ausreichende Grobgleitung vorhanden ist, wird die Deckschicht nicht genügend stark aufgerissen, um Erzeugung und Eindiffusion von Wasserstoff in einem für kurze Inkubationszeiten ausreichenden Umfang zu ermöglichen. Da überdies - bei -1100 mV - Lochfraß und iK in der reinen Legierung kaum auftreten (sowohl im feinkörnigen wie im grobkörnigen Material und bei verschiedenen Aushärtungszuständen), wird die Inkubationsperiode sehr lang (Kap. 4.8).

Zum zweiten: Die Korngrenzen sind, wie in Kap. 6.3 dargelegt, sowohl Wege bevorzugter Wasserstoffdiffusion als auch Orte reicher Ansammlung von Hohlräumen, die wie Fallen für die Wasserstoffdiffusion wirken und diese verlangsamen. Damit wird in gleicher Zeit wie beim grobkörnigen Material - auch bei gleicher Diffusionsgeschwindigkeit - nur ein kleinerer Bereich mit ausreichendem Wasserstoff zur Bildung eines hohen Wasserstoffdruckes beliefert, so daß die Stufen der diskontinuierlichen Rißausbreitung und somit auch die Rißgeschwindigkeit kleiner sind. Dabei ist zu bedenken, daß wegen der geringeren Sprödbrechneigung (s. Kap. 5.1) die Abstumpfung des Risses beim Stehenbleiben (s. Kap. 6.4) und damit der für ein Wiederanlaufen nötige Wasserstoffdruck größer sind als im grobkörnigen Material.

6.5.2 Einfluß des Elektrodenpotentials

Im vorangegangenen Kapitel ist festgestellt worden, daß für die Entwicklung und Eindiffusion von Wasserstoff die Stellen des – auch ohne außen angelegte Spannung stattfindenden – Lochfraßes weitaus weniger wirksam sind als die Stellen, an denen durch die äußere Last die Deckschicht zerstört wird. Demnach erhöht eine Verstärkung des Lochfraßes (durch Polarisieren mit $+ 50 \mu\text{A}/\text{cm}^2$) die SRK-Empfindlichkeit gegenüber der sonst üblichen Versuchsdurchführung (bei -1100 mV) kaum (Kap. 4.6): Inkubationszeit und Rißgeschwindigkeit ändern sich nicht.

Dagegen wird durch Anlegen eines schwach kathodischen Potentials (gegenüber -1100 mV , was etwa dem Ruhepotential entspricht (Bild 5)) die Lokal-Korrosion – sowohl an Lochfraßstellen wie an Deckschichttrissen – gebremst, indem der pH-Wert an deren Oberfläche erhöht [37 S. 472] und so die Bildung und das Nachwachsen von Deckschichten begünstigt wird [14 S. 211] . Infolgedessen gelangt an einer solchen Lokalkorrosionsstelle während ihrer "Aktivzeit" weniger Wasserstoff in das Metall als bei -1100 mV ; die Zeit bis zum Aufbau des für die Rißausbreitung erforderlichen Wasserstoffdruckes und damit die Inkubationsperiode werden länger (Bild 20, Kap. 4.6).

In ähnlicher Weise wird durch den "kathodischen Schutz" auch die Korrosion der beim Rißwachsen entstehenden "frischen" Rißflanken verringert: Diese Rißflanken repassivieren schnell, und der für das Rißwachsen benötigte Wasserstoff ist erst nach längerer Zeit in ausreichendem Maß vor der Rißspitze angesammelt; die Rißgeschwindigkeit wird kleiner.

Ist der Riß beim Ruhepotential schon ein Stück gewachsen und wird dann erst auf das "kathodische Schutzpotential" umgeschaltet, so ist bereits eine große Wasserstoffmenge in das Metall eingedrungen. Dabei ist naturgemäß die Konzentration an den Eintrittsstellen größer als im Metallinneren. Durch eine nun beschleunigte Deckschichtbildung kann zwar kein Wasserstoff mehr in den Werkstoff hinein, aber auch keiner mehr heraus. Der in der Nähe dieser Stellen im Metall noch vorhandene Wasserstoff wird unter dem noch herrschenden Konzentrationsgefälle weiterdiffundieren und so auch vor der Riß-

spitze für einen genügend hohen Wasserstoffdruck sorgen. Wenn jedoch dieser Wasserstoffvorrat zur Neige geht, wird auch der Riß nicht mehr weiterwachsen können. Als Folge wird der Riß erst nach einer Verzögerungszeit auf das umgeschaltete Potential reagieren. In Bild 25 (Kap. 4.6) hat sich der Riß erst nach ca. 50 min. auf das neue Potential eingestellt und dabei ca. 0,3 mm zurückgelegt. Betrachtet man diese Strecke vereinfacht als Wurzel aus dem "mittleren Verschiebungsquadrat" ($x^2 = Dt$), so würde sich ein Diffusionskoeffizient von $3 \cdot 10^{-7} \text{ cm}^2/\text{s}$ ergeben, was nach dem in Kap. 6.3 angegebenen Wert unter Berücksichtigung der Korngrenzendiffusion sinnvoll ist.

Es wäre allerdings denkbar, daß nicht die Wasserstoffdiffusion im Metall die "Verzögerungszeit" beim Rißwachsen nach dem Umschalten bestimmt, sondern die Angleichung der Elektrolytzusammensetzung in der Rißspitze an die plötzlich geänderte Zusammensetzung des Hauptelektrolyten vor der Probenoberfläche. Nach der Abschätzung im Anhang F erfolgt die letztgenannte jedoch ca. 30mal schneller als die Anpassung der Rißgeschwindigkeit an die neue Versuchsbedingung, so daß eher der erstgenannte Effekt zutrifft.

Es muß noch erwähnt werden, daß bei starker kathodischer Polarisierung die Wasserstoffentwicklung und die Alkalisierung der äußeren Probenoberfläche stark zunehmen. Da bei hohen pH-Werten die Oxidschicht unbeständig ist [14 S. 210], kann der Wasserstoff verstärkt von der Probenseite her in das Metall eindringen und die SRK-Empfindlichkeit erhöhen (kurze Inkubationszeit, große Rißgeschwindigkeit (Bild 20, Kap. 4.6)). Hinzu kommt in geringerem Maße die "kathodische Metallauflösung" mit Schwächung des Probenquerschnitts (Kap. 3).

6.5.3 Einfluß des Auslagerungszustandes

Die mechanischen Eigenschaften der AlZnMg-Legierungen werden sehr stark vom Auslagerungszustand bestimmt. Soweit diese Eigenschaften das SRK-Verhalten beeinflussen - und das ist nach Kap. 6.4 in einigen Punkten der Fall -, sollen sie hier besprochen werden; dabei sind die metallphysikalischen Einzelheiten aus [3] zu entnehmen.

Die in dieser Arbeit gewählte Auslagerungstemperatur von 100°C (Kap. 2.2) liegt im Gebiet der Kaltaushärtung [3 S. 442] (über 150°C Warmaushärtung). Nach dem Abschrecken scheiden sich bei dieser Temperatur sehr schnell aus dem übersättigten Mischkristall kugelförmige GP-Zonen aus. Während entsprechend [3 S. 443] sich bereits nach einer Stunde Auslagerung die Laves-Phase MgZn_2 (η) zu bilden beginnen soll (nach [3 S. 483, 38] ggf. unter Bildung einer teilkohärenten Zwischenphase η'), kann diese η -Phase im vorliegenden Material auch nach 1000h Auslagerung nicht gefunden werden (Kap. 2.3.1, vgl. [20]). Bei Auslagerungstemperaturen über 150°C bildet sich sofort die η -Phase und über 175°C die Gleichgewichtsphase T ($\approx \text{Al}_2\text{Zn}_3\text{Mg}_3$) [3 S. 428 ff und S. 483].

Die Bildung der Ausscheidungen ist mit einem Festigkeitsanstieg verbunden. Dabei nimmt die Festigkeit mit der Größe der GP-Zonen (Tab. 2) und diese wiederum mit der Auslagerungsdauer (Bild 1, [3 S. 484, 122]) zu. Darüber hinaus werden die Korngrenzenausscheidungen (nach [3 S. 458] η) mit steigender Auslagerungsdauer gröber (Bild 1, vgl. 3 S. 485). *

Die Korngrenzenausscheidungen (η) sind nur wenig unedler als das Korninnere [14 S. 336, 21, 100, 101]. AFS mit gegenüber dem Korninneren stark unterschiedlichen Potentialen fehlen (Kap. 2.3.1). Der Einfluß der Auslagerungsdauer auf die i-U-Kurven ist gering (Kap. 3.). Folglich kann der Auslagerungszustand weniger in elektrochemischer als vielmehr in mechanischer Weise das SRK-Verhalten beeinflussen.

Beim Vorliegen einer feinen Verteilung kleiner kohärenter Ausscheidungen (GP-Zonen) treten durch eine Verformung des Werkstoffs viele Gleitschritte mit niedriger Stufenhöhe auf. Mit wachsender Größe der Ausscheidung werden weniger Gleitebenen mit größeren Stufen betätigt, da in einer bereits betätigten Gleitebene weitere Versetzungen

* Die Frage, ob ein Korngrenzenfilm von Ausscheidungen vorhanden ist, der wegen der Verhinderung des Durchwanderns von Versetzungen durch die Korngrenze die Grobgleitung [3 S. 485] begünstigt und damit die SRK-Anfälligkeit erhöht [3 S. 881], kann nicht geklärt werden.

einen geringeren Widerstand vorfinden [24] . Mit dem Übergang zur Grobgleitung [20] wird aber die Deckschicht so zerstört, daß das Grundmetall korrodieren und Wasserstoff eindringen kann, und daher wird die Inkubationszeit der 100h-ausgelagerten Proben gegenüber den 10h-ausgelagerten wesentlich kürzer (Kap. 4.9) . Da ferner bei Grobgleitung viele Versetzungen in wenigen Gleitebenen vor Korngrenzen aufgestaut werden und somit dort stärkere Spannungsfelder und größere Hohlräume (Kap. 6.3) entstehen als bei Feingleitung und weil überdies beim Stehenbleiben des Risses die Spitze wegen der geringeren Duktilität (Kap. 2.4) weniger abgestumpft [96 S. 231] und somit ein geringerer Wasserstoffdruck benötigt wird als im 10h-ausgelagerten Material, ist bei 100h-Auslagerung auch die Rißgeschwindigkeit größer (Kap. 4.9) .

Auch ohne gleichzeitige Korrosionseinwirkung, die zur beschriebenen Wasserstoffversprödung führt, wächst die Tendenz zur Bildung von Trennbruch mit dem Übergang zur Grobgleitung; denn "die Neigung zur Rißbildung wird nicht durch die plastische Verformung an sich, sondern weit mehr durch ihre Verteilung bestimmt" [96 S. 221] .

Während die kohärenten Ausscheidungen von Versetzungen geschnitten werden können [123]; werden weniger kohärente Teilchen umgangen [27, 124] . Liegen solche Ausscheidungen vor, so entsteht keine Grobgleitung mehr [20] . Im überalterten Zustand (inkohärente Ausscheidungen) ist AlZnMg_3 daher weniger SRK-empfindlich [38] : Die Möglichkeiten der Eindiffusion von Wasserstoff und die Spannungsfelder an den Korngrenzen durch Versetzungsaufstau sind geringer.

Zum Schluß soll noch kurz die technische AlZnMg_3 -Legierung betrachtet werden. Die Ursache für die Wirkung der Zusatzelemente und Verunreinigungen ist noch nicht eindeutig geklärt [125] . So sorgt ein kleiner Cr-Zusatz für eine gleichmäßige Ausscheidungsverteilung [3 S. 485] und damit für Feingleitung. Auf jeden Fall verhindern sie das Kornwachstum beim Homogenisierungsglühen [126, 127] . Dem entsprechend ist die Abhängigkeit der Rißgeschwindigkeit vom K-Wert (Bild 36) mit der des feinkörnigen AlZnMg_3 -rein (Bild 30) vergleichbar, und die für diese in Kap. 6.5.1 angegebene Erklärung gilt auch für AlZnMg_3 -tech. Bemerkenswert ist, daß bei vergleichbarer Korngröße die Inkubations-

zeit der reinen Legierung (Bild 29) wesentlich länger ist als bei der technischen (Bild 35); die letztgenannte ist nämlich viel anfälliger für Lochfraß, wie die Betrachtung der Probenfläche beim SRK-Versuch zeigt.

7. Zusammenfassung

Der Mechanismus der SRK in AlZnMg_3 ist in der Literatur trotz verschiedener Deutungsversuche noch nicht überzeugend geklärt.

Gegenstand der vorliegenden Arbeit ist es, insbesondere die Rißausbreitung und die Beeinflussung ihrer Geschwindigkeit durch Spannungsverteilung, Elektrodenpotential, Korngröße und Auslagerungszustand näher zu untersuchen. Ferner dienen mikrofraktographische Untersuchungen der Rißflanken zur Aufklärung des Rißausbreitungs-Mechanismus¹.

Aufgrund der Untersuchungsergebnisse wird ein SRK-Mechanismus vorgeschlagen und dargestellt, der die Befunde gut erklärt:

Bei der SRK der AlZnMg -Legierungen laufen mehrere Vorgänge teils unabhängig und teils abhängig voneinander ab; zur Zerstörung des Bauteils kommt es aber erst bei ihrem Zusammenwirken. Dabei können einzelne Vorgänge die SRK-Empfindlichkeit entscheidend beeinflussen.

Sie hängt also davon ab,

- a) wie schnell und wie stark die schützende Deckschicht zerstört und repassiviert wird, einschließlich der Bedeckung der Rißflanken,
- b) wie stark die Entwicklung von adsorbierten Wasserstoffatomen an der Probenoberfläche ist und wie sehr die Bildung von entweichendem Wasserstoffgas gehemmt ist,
- c) wie sehr die Wasserstoffdiffusion im Metall beschleunigt wird (z.B. entlang von Korngrenzen) oder wie stark der Wasserstoff durch Ansammlung in Hohlräumen an der Weiterdiffusion gehindert und damit die Diffusion verzögert wird,

- d) wie die mechanischen Spannungen auf das Gefüge und umgekehrt wirken, etwa
- d1) entsprechend dem herrschenden Spannungszustand der ebenen Spannung oder der ebenen Dehnung
- d2) in der Behinderung von Versetzungsbewegungen,
- d3) in Form von Grobgleitung oder Feingleitung unter der außen angelegten Spannung,
- d4) durch Bildung von spröden Rissen bei hohen Spannungskonzentrationen und Fließbehinderung,
- d5) durch mechanisches Abstumpfen der Rißspitze infolge Fließens duktiler Bereiche unter der Wirkung von Spannungskonzentrationen an der Rißspitze.

Jeder dieser Vorgänge wird wiederum von mehreren Einflüssen beherrscht, so daß die Zahl der Einflußgrößen auf das SRK-Verhalten hoch ist. Die Vorgänge laufen größtenteils sowohl während der Inkubationsperiode wie der Reißperiode ab; sie sind nur unterschiedlich ausgeprägt, so daß der Übergang von der einen Periode zur anderen nicht scharf definiert werden kann.

Anhang

A. Elektronenmikroskopische Durchstrahlungsaufnahmen

Die Proben sind aus dem 0,2 mm dicken Blech (s. Kap. 2.1.1) als Ronden von 2,5 mm Durchmesser ausgestanzt und in einem Gemisch von Methanol und Salpetersäure im Elektrolytstrahl gedünnt worden. Bei den Untersuchungen am Siemens-Elektronenmikroskop im Institut für Werkstoffwissenschaften I hat Herr Prof. Dr. M. v. Heimedahl in dankenswerter Weise als Berater zur Seite gestanden.

Die Vergrößerung des Mikroskops ist 80 000-fach, diejenige des Positiv-Abzugs 2-fach.

B. Festigkeitsprüfung

Die Prüfung der Festigkeitseigenschaften (Kap. 2.4) der dicken (= 1 und 3 mm) Bleche erfolgte auf einer 5 t-Zugprüfmaschine vom Typ 1114 der Firma Instron bei 2,5 mm/min

Dehngeschwindigkeit. Die Auslagerungs- und Glühbehandlung war wie in Tab. 2 angegeben, wobei die Angabe "Vak" einen Luftdruck von 0,02 Torr bedeutet. Nach dem Glühen wurde in Wasser bei Raumtemperatur abgekühlt. Durch größtmögliche Genauigkeit der Längen- und Kraftmessungen beträgt der Fehler der Festigkeitswerte weniger als 1%, der der Bruchdehnung weniger als 2%.

Die Prüfung der dünnen ($\pm 0,2 \div 0,3$ mm) Bleche erfolgte auf einer 5 t-Zugprüfmaschine der Firma Zwick bei 3 mm/min Dehngeschwindigkeit. Die Wärmebehandlung war wie oben und in Tab. 2 angegeben; das Glühen erfolgte aber in trockenem Argon bei 700 Torr. Der Fehler der Festigkeitswerte und Bruchdehnungen war kleiner als 2% bzw. 4%.

Die Form der Zugproben war die gleiche, wie sie für die SRK-Versuche verwendet wurde (s. Kap. D.1), jedoch natürlich ohne Kerbe.

Der Wert für $\sigma_{\epsilon 1}$ ist bestimmt worden beim ersten sichtbaren Abweichen der σ - ϵ -Kurve von der elastischen Geraden und daher naturgemäß mit einem größeren Fehler als die anderen Werte behaftet.

C. Stromdichte-Potential-Kurven

Die zu untersuchende Meßelektrode in schaufelartiger Blechform wird am Stiel mit Epoxidharz-Klebstoff in ein Glasrohr eingekittet und darin an die Meßleitung angeschlossen. Die Gegenelektrode aus Platinblech von etwa vierfacher Größe der Meßelektrode befindet sich in einem Glaszylinder, der von oben in den Elektrolyten eintaucht und nach unten durch eine Glasfritte abgeschlossen ist. Auf diese Weise können an der Gegenelektrode abgeschiedene Gase entweichen, ohne im Elektrolyten lokale Konzentrationsunterschiede zu verursachen. Darüber hinaus ist die Elektrolytmenge genügend groß, so daß sich der pH-Wert kaum ändert. Trotzdem wird von Zeit zu Zeit der pH-Wert kontrolliert und durch Zugabe von konzentrierter HCl auf den Ausgangswert eingestellt. Die gesättigte Kalomel-Bezugselektrode mißt über eine Kapillare das Probenpotential.

Die Abstände der Meßpunkte der potentiostatischen bzw. galvanostatischen i - U -Kurven betragen 2 mV bzw. $1 \mu A/cm^2$. Bei jedem Meßpunkt wird stationärer Zustand abgewartet, was auf einem Linienschreiber verfolgt wird. Es wird jede Kurve sowohl steigend wie fallend gemessen; der Unterschied ist jedoch nicht nennenswert.

D. SRK-Versuchsapparatur

Die Apparatur, in der die Versuche zur SRK und Rißausbreitungsgeschwindigkeit durchgeführt werden, unterscheidet sich im Prinzip nicht von den üblichen Bauarten: Die Zugprobe ist von einer elektrochemischen Zelle umgeben. In Einzelheiten der Ausführung und in zusätzlichen Meßeinrichtungen weicht sie vom einfacheren Standard ab.

Der Versuchsaufbau besteht aus der Zugprobe als Untersuchungsobjekt, aus der sie umgebenden Zelle und weiteren Meßeinrichtungen zum Erfassen von Meßwerten, aus den Meßgeräten zum Verarbeiten der Meßwerte sowie aus der Mikroskopier- und Photographiereinrichtung zur Registrierung der Rißausbreitung.

D. 1. Probe

Bild 44 zeigt die verwendete Zugprobe. Die dicken Proben (1 und 3 mm) sind gefräst, die dünnen gestanzte. Die Meßstrecke ist auf 60% der Streifenbreite verjüngt, was ausreicht, um – zumindest bei den hohen Streckgrenzenverhältnissen der untersuchten Materialien

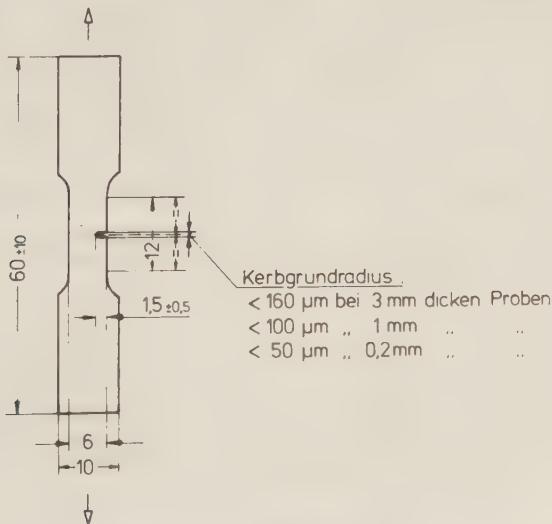


Bild 44: Zugprobe für SRK-Versuche

(vgl. Tab. 2) - auch bei großen Spannungen in der Meßstrecke Fließen außerhalb dieser Strecke zu vermeiden. Das Verhältnis der Länge der Meßstrecke zu ihrer Breite hat den Wert 2 und kann als ausreichend angesehen werden, weil die Einspannung der Probe außerhalb der Meßstrecke erfolgt und der Abstand der Einspannstellen mehr als das fünffache der Meßstrecke beträgt, wohingegen aus der Sicht der Bruchmechanik (s. Kap. 4.5.2) in [85 S. E 15] nur das dreifache gefordert wird. Die Ausrundung der Meßstrecke ist genügend groß gewählt, um unerwünschte Spannungsüberhöhungen durch die Querschnittsänderung zu vermeiden.

In der Mitte der Meßstrecke ist einseitig eine Kerbe eingebracht, um den Ort des SRK-Rißbeginns festzulegen und um eine Spannungsüberhöhung für eine raschere SRK-Anrißbildung zu erreichen (s. Kap. 4.1).

Die Kerbe hat einen weiteren Vorteil: Bei der Bearbeitung der Probe (Fräsen bzw. Stanzen) werden an den Probenrändern starke und - im Vergleich zur Blechherstellung durch Walzen - unkontrollierbare Verformungen verursacht, die bei der nachfolgenden Wärmebehandlung zu unerwünschten metallkundlichen Eigenschaften führen; durch die Kerbe wird nun der SRK-Rißbeginn aus diesem Bereich heraus in das ungestörte Probeninnere verlagert. Dies ist aber nur sinnvoll, wenn die Ränder der Kerbe selbst nur eine geringe Verformung aufweisen, was natürlich vom Herstellungsverfahren abhängt. Bei den dünnen Proben (bis einschließlich 1 mm) ist die Kerbe mit Hilfe eines dünnen Drahtes im Funkenerosionsverfahren eingeschnitten. In die 3 mm dicken Proben ist die Kerbe mit einem sehr dünnen und feinen Sägeblatt ohne großen Andruck eingefräst; die dabei entstehende geringe plastische Verformung des Kerbrandes muß in Kauf genommen werden und wird vom wachsenden SRK-Riß bald überwunden.

Die Kerbtiefe liegt innerhalb der für bruchmechanische Untersuchungen in [85 S. E 15] angegebenen Grenzen. Der Krümmungsradius im Kerbgrund entspricht naturgemäß nicht der Bruchmechanik-Forderung, unendlich klein zu sein. Vielmehr wird er hier durch die Kerbenbreite bestimmt, daher muß die Kerbe schmal sein. Da die Bleche relativ dünn sind, scheidet auch ein Ermüdungsriß als Ersatz für die Kerbe aus herstellungstechnischen Gründen aus. Die Werte für den Krümmungsradius der untersuchten Proben sind im allge-

meinen kleiner als in Bild 44 angegeben und auch kleiner als jene Werte in [71] , unterhalb derer der Krümmungsradius ohne Einfluß auf die Spannungsüberhöhung ist (s. Kap. 4.2 und 4.5.2).

Bei jeder Probe werden vor dem Versuch die Größen von Kerbtiefe, Kerbgrundradius, Meßstreckenbreite und Probendicke an der Kerbe mit höchstmöglicher Genauigkeit ($\pm 3 \mu\text{m}$) teils optisch, teils mechanisch nachgemessen und für die Auswertung der Versuchsergebnisse benutzt. Die Proben werden nach dem Bearbeiten, wie in Kap. 2.2 angegeben, wärmebehandelt und gereinigt.

D. 2.Zelle

In Bild 45 ist die Meßzelle dargestellt. Die Probe (Teil 1) ist elektrisch isoliert in den Köpfen zwischen zwei durch zwei Schrauben zusammengepreßte Platten (3), auf die die Preßstoffklötze (2) aufgeklebt sind, eingespannt. Zur Erhöhung der Reibung zwischen der Probe (1) und den Preßstoffklötzen (2) sind diese mit grobkörnigem Al_2O_3 -Pulver mit Epoxydharz-Klebstoff als Bindemittel beschichtet. Der untere Kopf ist über einen Bolzen gelenkig mit dem Schaft (6) verbunden, der die Glaszelle (7) trägt. Diese wird mit der Rändelmutter und der Teflon-Scheibe (8) (zur Verringerung der Reibung am Glas) gegen die Gummidichtung (5) gepreßt, die vom Stelling (4) am Schaft (6) festgehalten wird. Der Schaft ist wiederum gelenkig mit der Halterung im unteren Querjoch, das gleichsam das Festlager ist, verbunden. Diese Halterung ist mit den Kunststoffscheiben (9) und (10) elektrisch isoliert im Joch eingesetzt.

Der obere Kopf ist gelenkig am Verlängerungsstück (13) befestigt. Die Verbindung zwischen diesem und der Zugstange (16) ist der Ringkraftmesser (15), welcher sich bei Zug quasi-elliptisch verformt. Diese Verformung ist eine (bei geeigneter Form des Ringes fast lineare) Funktion der Zugkraft, die über Dehnmeßstreifen in eine elektrische Größe umgewandelt werden kann. Die Zugstange (16) hängt an einem über eine Scheibe geschlungenen Stahlseil, so daß der Kraftangriffspunkt bei einer Probenverlängerung nicht seitlich auswandert, wie etwa beim Hebel. An der genannten Seilscheibe ist eine zweite mit

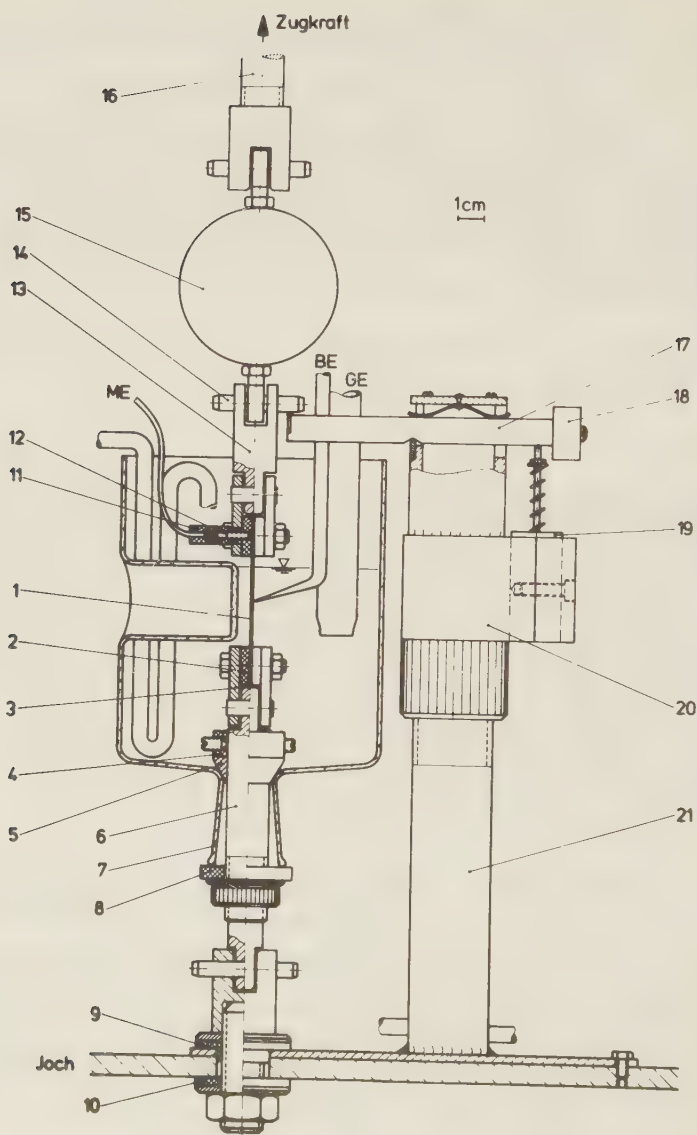


Bild 45: Meßzelle

sechsfach größerem Durchmesser starr verbunden; an deren Seil hängt ein Wassereimer, der mit seinem Inhalt als Gewicht für die Belastung der Probe dient. Dabei kann mittels einer Pumpe die Belastung ruckfrei gesteigert und gesenkt werden.

Die zahlreichen gelenkigen Verbindungen zwischen den Bauteilen sollen sicherstellen, daß die Probe nur auf Zug und nicht noch zusätzlich auf Biegen belastet wird, was zu unübersichtlichen Spannungszuständen führt. Die Anordnung des Kraftmessers in Reihe zu und in unmittelbarer Nähe der Probe ermöglicht die Ermittlung der tatsächlich auf die Probe wirkenden Zugkraft. Alle hochbelasteten und der Korrosionslösung ausgesetzten Metallteile sind aus Stahl 4541 und alle Kunststoffteile aus Phenolharz-Gewebe-Preßstoff.

Im oberen Einspannkopf ist über die Schraube (12) die elektrische Verbindung von der Probe (= Meßelektrode) zum Schraubkontakt (11) hergestellt, wobei ein Dichtungsring den Zutritt von Korrosionslösung zur Kontaktstelle und damit Korrosion verhindern soll.

Das Glasgefäß (7) hat einen mit einer planparallelen Platte aus optisch hochwertigem Glas abgeschlossenen Tubus, in den das Objektiv des Mikroskops mit 10 mm Arbeitsabstand ragt. Zur Einhaltung einer konstanten Elektrolyttemperatur dient die Heizschlange aus Glasrohr, die von dem vom Thermostaten aufgeheizten Wasser durchströmt wird. Hochflexible Silikon-Schläuche verbinden die Heizschlange mit dem Thermostaten und verhindern seitliche Kräfte auf die Glaszelle (7), den Schaft (6) und die Probe (1).

Die Haber-Luggin-Kapillare stellt als Elektrolytschlüssel die Verbindung zur Bezugselektrode her und ist außerhalb der Zelle an einem Stativ befestigt. Dieses trägt auch die Gegenelektrode, die als aufgerolltes Platinblech in ein auf der Unterseite mit einer Fritte abgeschlossenes Glasrohr taucht. Dadurch können am Platin entwickelte Gase (z.B. Cl_2) nach oben entweichen, ohne an der Probe außerhalb der Lösung Korrosion zu verursachen. Die Zelle wird bis zum oberen Tubusrand gefüllt, wobei die Meßstrecke einschließlich der Ausrundungen voll benetzt ist. Zum Einhalten der Luftsättigung der Lösung wird durch eine in die Lösung tief eintauchende Kapillare gegebenenfalls Luft eingeblasen.

Parallel zur Meßzelle ist die Vorrichtung zur Messung der Probendehnung angeordnet. Auf der Säule (21) gleitet (drehfest und feststellbar) der den induktiven Dehnungsaufnehmer (19) tragende Kopf (20) und wird in der Höhe mit der Rändelmutter eingestellt, um einerseits den Nullpunkt des Aufnehmers mechanisch grob einzustellen (d.h. auf kleine Ausgangsspannung) und andererseits den Kopf den unterschiedlichen Probenlängen (s. Kap. D. 1) anzupassen. Im Kopf liegt auf einer Schneide der Waagebalken (17), der auf der einen Seite unter den Bolzen (14) greift und, mit einem Gewicht (18) auf der anderen Seite belastet, alle Bewegungen des Bolzens (14) infolge Dehnung der Probe mitmacht; diese übertragene Bewegung wird dann auf der anderen Seite von dem induktiven Aufnehmer (19) in eine elektrische Größe umgesetzt.

Die Säule wird wie die Zelle vom Heizwasser des Thermostaten durchspült. Trotzdem machen sich Schwankungen der Raumtemperatur als thermische Ausdehnung der nicht thermostatisierten Teile von Meßzelle und Dehnungsmesser bemerkbar. Um diese von der Probendehnung infolge SRK-Rißwachstums zu trennen, wird die Raumtemperatur mit einem direkt über der Meßzelle an einem Stativ angebrachten Fühler (= Heißleiter) gemessen und registriert.

D. 3. Meßgeräte

Bild 46 zeigt das Blockschaltbild des Versuchsaufbaues. Das Kernstück bildet die Meßzelle, die mit Probe (= Meßelektrode) an einem Potentiostaten (Jaissle, 2000 T) angeschlossen ist. Der beim vorgegebenen Potential fließende Strom bzw. das beim vorgegebenen Strom sich einstellende Potential, je nach Arbeitsweise, wird auf einem Mehrkanal-x-t-Schreiber (Rikadenki, KA 40) registriert. Die Verwendung des Mehrkanal-Schreibers erlaubt das Schreiben aller zeitlich veränderlichen Meßwerte auf einem Blatt und so ein leichtes Auswerten der Ergebnisse. Gleichzeitig werden rasche Änderungen der elektrochemischen Meßgröße auf einem Speicheroszillographen (Tektronix, 564 B + 2 A 63 + 2 B 67) aufgezeichnet.

Die mechanische Belastung der Probe wird am Ringkraftmesser (Hahn & Kolb, 100 kp) mittels temperaturkompensierter Dehnungsmeißstreifen (Hottinger-Baldwin-Meßtechnik, 3/120 X B 11) in Vollbrückenschaltung mit zwei aktiven Streifen über eine Trägerfrequenz-

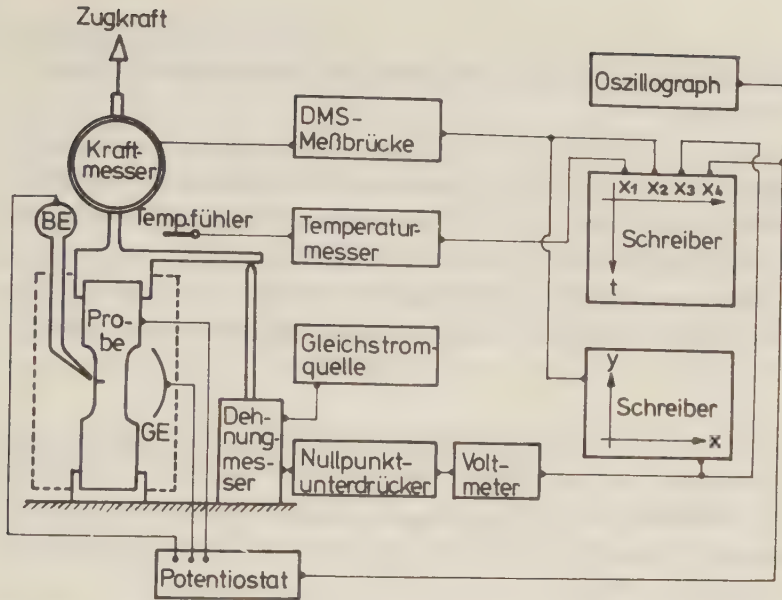


Bild 46: Blockschaltbild des Versuchsaufbaues

Meßbrücke (Philips, PR 9307) gemessen und auf dem Mehrkanal-x-t-Schreiber registriert. Daneben wird der Meßwert der Belastung auf die Ordinatenachse eines x-y-Schreibers (Hewlett-Packard, 7035 B) gegeben; zusammen mit der gemessenen Dehnung ergibt sich hier dann ein der σ - ϵ -Kurve ähnliches Kraft-Verlängerungs-Diagramm. Die Genauigkeit der Kraftmessung ist besser als 1%.

Die Dehnung der Probe wird, wie in Kap. D. 2 beschrieben, mit einem induktiven Verlagerungsaufnehmer (Fey-Collins, SS 203) gemessen, der von einer Gleichstromquelle (Hewlett-Packard, 6216 A) gespeist wird und dessen Meßwert in einem Millivoltmeter (Jaissle, 2000 T) genügend groß aufgelöst wird. Dazu ist es vorteilhaft, den Aufnehmer mechanisch so einzustellen (s. Kap. D. 2), daß sein Meßwert zu Versuchsbeginn etwa Null ist. Der Wert der Dehnung wird sowohl auf dem x-t-Schreiber wie dem x-y-Schreiber registriert. Ein dem Voltmeter vorgeschalteter mehrfacher Nullpunktunterdrücker ermöglicht das Auflösen auch großer Meßwerte in empfindlichen Meßbereichen und somit das

Messen sehr kleiner Dehnungsänderungen. So kann eine Änderung von $0,1 \mu\text{m}$ mühelos erfaßt werden.

Die Meßeinrichtung ist in einem geerdeten Faraday-Käfig untergebracht und alle Meßleitungen sind mit einer geerdeten Abschirmung versehen; damit sollen Störungen durch äußere elektrische Felder verhindert werden. Bei Bruch der Probe werden die Geräte durch einen Schutzschalter vor Schäden bewahrt. Die Apparatur ist an der Wand fest montiert, da schon kleinste Erschütterungen mit der empfindlichen Dehnungsmessung registriert werden und zu falschen Deutungen führen können.

Das Heizwasser wird vom Thermostaten (Haake, FS) auf $30,0^{\circ}\text{C} \pm 0,05$ grad konstant gehalten (vgl. Kap. 2.5). Der $0,05$ grad-Schwankung entspricht eine $0,05 \mu\text{m}$ -Schwankung der gemessenen Probendehnung. Wesentlich größer ist jedoch die Verfälschung der Dehnungsmessung durch Änderung der Raumtemperatur: 1 grad Schwankung ergeben $2 \mu\text{m}$ Dehnungsänderung (vgl. Kap. D. 2).

Zum Füllen und Entleeren des Wassereimers für die Probenbelastung dient eine Schlauchpumpe mit regelbarer Geschwindigkeit und Umsteuerung (Schwinherr, Multifix M 80 + M 850/1 + M 851). Ein Windkessel fängt die Stöße infolge der diskontinuierlichen Förderung vor dem Wassereimer ab, wo sie Belastungsschwankungen hervorrufen würden.

D. 4. Mikroskop

Die Ausbreitung von SRK-Rissen in der Probe wird mit einem Mikroskop beobachtet, das in den in die Glaszelle eingeschmolzenen Tubus ragt. Es ist aus Teilen von verschiedenen Leitz-Mikroskopen für diesen Zweck zusammengesetzt worden und entspricht einem Metallmikroskop. Seine wesentlichen Teile sind der Opakilluminator, in den die Objektive mit Zwischenhülsen (um besser in den Zellen-Tubus zu passen) eingesetzt sind, der Einblicktubus mit zwei Großfeld-Okularen (eines davon mit Strichplatte) und die angesetzte Kamera mit Kleinbildformat. Die Mikroskopvergrößerung, bezogen auf das Kleinbildformat, ist auf 0,7% genau geeicht. Das Mikroskop ist an einem auf dem Boden stehenden Stativ montiert und in der Waagerechten und in der Senkrechten beweglich; damit kann das

Bildfeld stets beliebig verschoben werden. Dabei werden auf die Apparatur wegen der räumlichen Trennung des Mikroskops von ihr keine Erschütterungen übertragen.

Die angesetzte automatische Kamera (Leitz, Orthomat) ermöglicht eine schnelle Folge von Kleinbildaufnahmen in Einzelbildschaltung. Mit einem zusätzlichen Steuerggerät können in beliebig einstellbaren gleichmäßigen Zeitabständen Aufnahmen gemacht werden, wenn dies günstiger ist (vgl. Kap. 4.1). Zur Beleuchtung der Probe bei der Aufnahme dient ein Elektronenblitz mit rascher Blitzfolge (Braun, F 800 + F 80). Die Empfindlichkeit des Filmmaterials ist 22 DIN (Kodak, Plus X), wobei eine gute Feinkörnigkeit vorhanden ist.

E. Abschätzung der Rißgeschwindigkeit durch Metallauflösung

Die in Kap. 4.3 beschriebene Wasserstoffblasenbildung deutet auf gleichzeitige anodische Metallauflösung hin. Aus der Geschwindigkeit der Wasserstoffentwicklung läßt sich diejenige der Rißausbreitung durch elektrochemische Metallauflösung am Rißgrund abschätzen.

An Proben aus AlZnMg3-rein, 1 mm dick, $480^{\circ}\text{C} - 5 \text{ min} // 100^{\circ}\text{C} - 100\text{h}$, konnte bei -1100 mV über einen längere Zeitraum (ca. 10 min) beobachtet werden, wie ca. alle 8 bis 10 sec eine Blase von ca. $100 \mu\text{m}$ Durchmesser in der Nähe des Rißgrundes entstand und entwich. Die gebildete Wasserstoffmenge $\dot{V}$ ist demnach bei kugelförmigen Blasen $5,2 \cdot 10^{-7} \text{ cm}^3/\text{s}$ oder $2,3 \cdot 10^{-11} \text{ mol/s}$. Der dabei fließende Strom ist mit der Wertigkeit des Wasserstoffgases $z = 2$ und dem Faradayäquivalent F

$$I = \dot{V} \cdot z \cdot F = 4,5 \cdot 10^{-6} \text{ A} \quad (8)$$

und entspricht etwa dem Strom der Metallauflösung, da der Summenstrom bei dem vorgegebenen Potential (-1100 mV) vernachlässigbar klein ist (ca. $0,2 \mu\text{A}/\text{cm}^2$, s. Bild 5).

Zur Abschätzung der für die Stromdichte-Ermittlung benötigten Fläche, in der die Metallauflösung stattfindet, sollen die Fälle der kleinst- und der größtmöglichen Fläche betrachtet werden. Fall (a): Im Rißgrund, der durch die ganze Probendicke hindurch verläuft, sei das Metall nur in der Höhe einer Atomlage deckschichtfrei und daher auflösbar. Fall

(b): Der Riß sei auf voller Breite (d.h. in der ganzen Probendicke) durch die plastische Zone (s. Kap. 4.5.3) geschnellt und somit in diesem Bereich an beiden Rißflanken deckschichtfrei; dabei sei für den Radius der plastischen Zone der größtmögliche Wert (der bei ebener Spannung, r_{FS}), für σ_F das σ_{el} und für K ein nach Bild 30 hoher Wert von $40 \text{ kp/mm}^{3/2}$ angenommen.

Die Fläche im Fall (a) ist dann bei dem Gitterparameter von $4 \text{ \AA}$ [3 S. 374 ff] und der angegebenen Probendicke von $d = 1 \text{ mm}$:

$$F_{(a)} = 1 \text{ mm} \cdot 4 \text{ \AA} = 4 \cdot 10^{-9} \text{ cm}^2 \quad (8)$$

Die Fläche in Fall (b) ist für ebenfalls $d = 1 \text{ mm}$ und für σ_{el} nach Tab. 2 und r_{FS} nach Gl. (7):

$$F_{(b)} = 2 \cdot d \cdot r_{FS} = 2d \frac{K}{\pi \sigma_{el}^2} = 9,2 \cdot 10^{-3} \cdot \text{cm}^2 \quad (9)$$

Daraus ergeben sich als Stromdichten:

$$i_{(a)} = \frac{I}{F_{(a)}} = 1,1 \cdot 10^3 \frac{\text{A}}{\text{cm}^2} \quad \text{bzw.} \quad i_{(b)} = \frac{I}{F_{(b)}} = 5 \cdot 10^{-4} \frac{\text{A}}{\text{cm}^2} \quad (10)$$

Die Rißausbreitungsgeschwindigkeit durch Metallauflösung im Rißgrund wird abgeschätzt nach

$$v = \frac{i \cdot M}{z \cdot F \cdot \rho_{Me}} \quad (11)$$

mit den Stromdichten $i_{(a)}$ bzw. $i_{(b)}$, sowie dem Molekulargewicht des Aluminiums von $M = 28,8$ (unter Berücksichtigung der Legierungszusammensetzung), der Wertigkeit des Aluminiums $z = 3$, dem Faradayäquivalent und der Dichte der Legierung $\rho_{Me} = 2,80 \text{ g/cm}^3$ [3 S. 513] zu

$$v_{(a)} = 4 \cdot 10^{-4} \frac{\text{m}}{\text{s}} \quad \text{bzw.} \quad v_{(b)} = 1,7 \cdot 10^{-10} \frac{\text{m}}{\text{s}}$$

Das geometrische Mittel aus $v_{(a)}$ und $v_{(b)}$ beträgt $v = 2,6 \cdot 10^{-7} \text{ m/s}$ und liegt etwa bei dem in Bild 30 gemessenen Wert.

F. Abschätzung des Konzentrationsausgleichs im Rißelektrolyten nach dem Umpolarisieren

Wird eine Probe, in der bei -1100 mV ein Riß wächst, auf das "kathodische Schutzpotential" von ca. -1300 mV umpolarisiert, so wird an der "aktiven" Rißoberfläche der pH-Wert erhöht [37 S. 472] .

Wegen des Absinkens der Al^{3+} -Konzentration im Rißgrund - entsprechend der geringeren Teilstromdichte der Metallauflösung (Bild 5) - sinkt nach



[14 S. 268] die Konzentration an H^+ , d.h. der pH-Wert steigt und das Nachwachsen der Deckschicht wird begünstigt [14 S. 211] . Die bei -1100 mV entstandenen und nun beim Schutzpotential "überschüssigen" Al^{3+} - und H^+ -Ionen müssen aus dem Riß heraus in den Hauptelektrolyten vermöge eines Konzentrationsgefälles diffundieren, wofür eine gewisse Zeit nötig ist.

Da der Diffusionskoeffizient der Wasserstoffionen sicher gleich groß , möglicherweise sogar größer , wie der des hydratisierten Al^{3+} ist, wird hier nur die Diffusion von Al^{3+} betrachtet.

In Bild 25 (Kap. 4.6) hat sich der wachsende Riß in der 0,2 mm dicken Probe nach ca. 50 min auf das neue Potential eingestellt. Es soll nun geprüft werden, wie weit sich die Aluminiumionen in dieser Zeit von der Rißspitze entfernen können, um durch Abnahme ihrer Konzentration die Korrosion an der Rißspitze zu verlangsamen (vgl. [14 S. 267 ff]).

Der Diffusionskoeffizient von Al^{3+} im Elektrolyten wird zu $1 \cdot 10^{-6} \text{ cm}^2/\text{s}$ geschätzt [14 S. 271, 128] . Aus diesem und der oben genannten Zeit von 50 min wird als Wurzel des mittleren Verschiebungsquadrates ($x^2 = Dt$) ein Weg von 5,5 mm errechnet, der weitaus größer ist als die halbe Proben dicke (0,1 mm).

Oder anders gerechnet, benötigen nach derselben Formel die Al^{3+} für die halbe Proben dicke als Diffusionsweg (= 0,1 mm) 1,7 min Zeit, was ca. 30 mal weniger ist, als der Riß für die Einstellung auf die neue Versuchsbedingung braucht.

Schrifttum

- 1 M.v.Heimendahl: Bericht über neuere Veröffentlichungen auf dem Gebiet der Al-Zn-Mg-Legierungen, speziell im Hinblick auf die Spannungsrißkorrosion. Inst.f.Werkstoffwissenschaften I, Univ. Erlangen, August 1968
- 2 M.v.Heimendahl: Bericht - 2. Teil - über neuere Veröffentlichungen auf dem Gebiet der Al-Zn-Mg-Legierungen. Inst.f.Werkstoffwissenschaften I, Univ. Erlangen, Mai 1970
- 3 D. Altenpohl: Aluminium und Aluminiumlegierungen. Berlin 1965, Springer-Verl.
- 4 P.N.T.Unwin u.R.B.Nicholson: Acta Met. 17 (1969) S. 1379-1393
- 5 A.J.Cornish u.M.K.B. Day: J. Inst. Metals 97 (1969) S. 44-52
- 6 H. Bichsel: Metall 25 (1971) S. 229-236
- 7 R. Reichel: Dissertation, Univ. Erlangen 1970
- 8 P.N.T. Unwin, G.W. Lorimer u. R.B.Nicholson: Acta Met. 17 (1969) S.1363-1377
- 9 G.W. Lorimer u. R.B. Nicholson: Acta Met. 14 (1966) S. 1009-1013
- 10 J.D. Embury u. R.B. Nicholson: Acta Met. 13 (1965) S.403-417
- 11 D. Altenpohl: Aluminium 37 (1961) S. 401-411
- 12 H. Borchers u. E. Tenckhoff: Über das Spannungsrißkorrosionsverhalten von Aluminium-Zink-Magnesium Gußwerkstoff. Diskussionstagung Spannungsrißkorrosion, Frankfurt/M 25./26.4.1968. Deutsche Gesellsch. f. Metallkunde
- 13 H. Borchers u. E. Tenckhoff: Werkstoffe u. Korrosion 20 (1969) S. 319-323
- 14 H. Kaesche: Die Korrosion der Metalle. Berlin 1966, Springer-Verl.
- 15 G. Thomas u. J. Nutting: J. Inst. Metals 88 (1959-60) S. 81-90
- 16 E.N. Pugh u.W.R.D. Jones: Metallurgia 63 (1961) Jan. S. 1-6.zit. in [3 S. 883]
- 17 P.W.Slaterry: Diskussionsbeitrag in [18]
- 18 F.E. Watkinson u. J.C. Scully: The Stress Corrosion Cracking of an Al-6Zn-3Mg Alloy. Proc. of the 4th Int. Congress on Metallic Corrosion, 1972, NACE Houston
- 19 A.J. Sedriks, P.W. Slaterry u. E.N. Pugh: ASM Trans. Quarterly 62 (1969) S. 238-243
- 20 N.Ryum, B. Haegland u. T. Lindtveit: Z. Metallkde. 58 (1967) S. 28-31
- 21 L. Graf u. W. Neth: Z. Metallkde. 60 (1969) S. 789-799
- 22 L. Graf: Z. Metallkde. 60 (1969) S. 952-957
- 23 P.R. Swann u. H.W. Pickering: Corrosion 19 (1963) S. 369t-372t
- 24 E. Hornbogen: Diskussionsbeitrag in [20]

- 25 M.O. Speidel: *phys. stat. sol.* 22 (1967) S. K71-K74
- 26 H.-J. Engell u. M.O. Speidel: Ursachen und Mechanismus der Spannungsrißkorrosion. Diskusstionstagung Spannungsrißkorrosion, Frankfurt/M 25./26.4.1968 Deutsche Gesellsch. f. Metallkunde
- 27 H.-J. Engell u. M.O. Speidel: *Werkstoffe u. Korrosion* 20 (1969) S. 281-300
- 28 H.-J. Engell: Der Einfluß von Gitterfehlern auf die Korrosion der Metalle. Jahrbuch der Max-Planck-Gesellschaft z.F.d.W.e.V., München 1970
- 29 D. Brungs u. W. Gruhl: Beitrag zum Spannungsrißkorrosions-Verhalten der AlZnMg-Legierungen. Diskusstionstagung Spannungsrißkorrosion, Frankfurt/M 25./26.4.1968. Deut. Ges. f. Metallkunde
D. Brungs u. W. Gruhl: *Werkstoffe u. Korrosion* 20 (1969) S. 314-318
- 30 W. Gruhl u. D. Brungs: *Metall* 23 (1969) S. 1020-1026
- 31 G. Ibe, VAW Leichtmetall-Forschungsinstitut, Bonn: Schreiben v. 31.7.1970
- 32 Properties, Characteristics and Application of Heat Treatable Aluminum Alloys. *Metal Progress* 98 (1970) Sept. S. 86-87
- 33 M.O. Speidel u. M.V. Hyatt: Stress Corrosion Cracking of High Strength Al-Alloys in: *Advances in Corrosion Science and Technology*, Bd. 2. Hgg. v. M.G. Fontana u. R.W. Staehle, New York 1972, Plenum Press
- 34 ASTM Standard B 221-68. in: *ASTM Standards Part 6*, Philadelphia 1968. American Society for Testing and Materials
- 35 *Werkstoffhandbuch Nichteisenmetalle*. Düsseldorf 1960 2. Aufl., VDI-Verlag
- 36 W. Gruhl: private Mitteilung, 1970
- 37 H. Voßkuhler: *Werkstoffe und Korrosion* 8 (1957) S. 463-480
- 38 W. Gruhl u. H. Cordier: *Aluminium* 44 (1968) S. 403-411
- 39 W. Gruhl: *Metall* 17 (1963) S. 197-201
- 40 D.E. Davies, J.P. Dennison u. M.L. Mehta: *Corrosion* 27 (1971) S. 371-375
- 41 F.E. Watkinson u. J.C. Scully: *Corr. Sci.* 12 (1972) S. 905-924
- 42 P. Brenner: *Metall* 25 (1971) S. 460-469
- 43 H.B. Romans: in: *Stress Corrosion Testing*. ASTM Special Technical Publication No. 425. Chicago 1966, American Society for Testing and Materials
- 44 R.N. Parkins, F. Mazza, J.J. Royuela u. J.C. Scully: *Stress Corrosion Test Methods*. European Federation of Corrosion Working Party on Stress Corrosion Test Methods, Leeds/England 14.3.1972
- 45 M.J. Pryor u. D.S. Keir: *J. electrochem. Soc.* 105 (1957) S. 629. zit. in [14 S. 156]

- 46 P. Brenner u.W. Gruhl: Z. Metallkde. 52 (1961) S. 599-607
- 47 W. Gruhl: Z. Metallkde. 53 (1962) S. 670-675
- 48 T.P. Hoar u. J.G. Hines: J. Iron Steel Inst. 182 (1956) S. 124-143
- 49 J. F. Eckel: Corrosion 18 (1962) S. 270-277
- 50 H. Ternes: Dissertation, Bergakademie Clausthal 1963
- 51 H. Ternes: Werkstoffe u. Korrosion 14 (1963) S. 729-739
- 52 G. Herbsleb u.H.Ternes: Untersuchungen über den Ablauf der Spannungsrißkorrosion an austenitischen Cr-Ni-Stählen in Magnesiumchloridlösungen. Diskussionsagung Spannungsrißkorrosion, Frankfurt/M 25./26.4.1968
Deut. Ges.f.Metallkunde
- 53 H.L. Logan: J. Research Nat. Bur. Stand. 61 (1958) S. 503-508
- 54 E. Brauns u. H. Ternes: Werkstoffe u. Korrosion 19 (1968) S. 1-19
- 55 A. Seeger: Kristallplastizität. in: Handbuch der Physik, Bd. VII/2. Hgg. v.S. Flügge, Berlin 1958, Springer-Verlag
- 56 A.N. Stroh: Adv. Phys. 6 (1957) S. 418. zit. in [57]
- 57 D. Brungs u.W. Gruhl: Metall 24 (1970) S. 217-219
- 58 G.T. Hahn, A. Gilbert u. C.N. Reid: J. Iron Steel Inst, 202 (1964) S. 677-684
- 59 H.-J. Engell, K. Bohnenkamp u.A. Bäuml: Arch. Eisenhüttenwes. 33 (1962) S. 285-290
- 60 J. Berggreen: unveröffentlicht
- 61 A. Hartman, J.W. Lievers u. W.J. van der Vet: Study of the Growth of Stress Corrosion Cracks in the Aluminium Alloy 7075, Part I. NLR TR 71090 U (1971), Nationaal Lucht- en Ruimtevaartlaboratorium, Niederlande
- 62 T.R. Beck, M.J. Blackburn u. M.O. Speidel: SCC of Titanium Alloys, SCC of Aluminum Alloys. Boeing Research Laboratories, Contract NAS 7-489, Quarterly Progress Report No. 11, Jan. 1969
- 63 M.O. Speidel u. M.V. Hyatt: Stress Corrosion Cracking of High Strength Aluminum Alloys. ARPA Coupling Program on Corrosion, Order No. 878. The Boeing Company, Seattle, May 1970
- 64 M.V. Hyatt u. M.O. Speidel: Stress Corrosion Cracking of High Strength Aluminum Alloys. Document No. DG-24840. Boeing Commercial Airplane Group, June 1970
- 65 J. Berggreen: Werkstoffe u. Korrosion 21 (1970) S. 640-645
- 66 Gebr. Haake, Karlsruhe: Betriebsanleitung, Druckschrift 203/1 FS-FT-FK, 1032/1.71
- 67 H. Heinzel, P. Rothenbacher u. H.-J. Engell: Z. Metallkde. 61 (1970) S.511-518
- 68 H.U. Borgstedt, I. Michael, S. Müller u. G. Wittig: Werkstoffe u. Korrosion 22 (1971) S. 121-125
- 69 L. Graf u.W. Neth: Z. Metallkde.60 (1969) S. 860-864

- 70 J.H. Mulherin: Fracture Characteristics of Several High Strength Aluminum Alloys Using Variable Notch Root Radii. Report No. R-1734, U.S. Army, Frankford Arsenal, Philadelphia, Sept. 1964. zit. in [71]
- 71 H.T. Corten: Fracture Mode Transitions. in: Introduction to Fracture Mechanics. Inst. f. Statik u. Dynamik, Univ. Stuttgart, Juli 1970
- 72 G.R. Irwin u. A.A. Wells: Met. Rev. 10 (1965) S. 223-270
- 73 USAS H35.1-1967. ASTM Standards Part 6, Philadelphia 1968. American Society for Testing and Materials
- 74 D.S. Thompson, O.R. Singleton, R.D. McGowan u. G.E. Spangler: Metal Progress 98 (1970) Sept. S. 78-83
- 75 H.T. Corten: Introduction to Fracture Mechanics. in: Introduction to Fracture Mechanics. Inst. f. Statik u. Dynamik, Univ. Stuttgart, Juli 1970
- 76 J.F. Knott: Mater. Sci. Eng. 7 (1971) S. 1-36
- 77 A. Kochendörfer: Z. Metallkde. 62 (1971) S. 1-12, 71-85, 173-185, 255-269
- 78 A. Kochendörfer: Z. f. Werkstofftechnik / J. Mat. Techn. 3 (1972) S.113-122
- 79 A.J. Sedriks, P.W. Slattey u. E.N. Pugh: ASM Trans. Quarterly 62 (1969) S. 815-818
- 80 A. Bäumel u. H.-J. Engell: Arch. Eisenhüttenwes. 32 (1961) S. 379-386
- 81 S.R. Novak u. S.T. Rolfe: Corrosion 26 (1970) S. 121-130
- 82 H. Neuber: Kerbspannungslehre. Berlin 1958 2. Aufl., Springer-Verlag
- 83 Fracture Toughness Testing and Its Application. ASTM Special Technical Publication No. 381. Philadelphia 1965, American Society for Testing and Materials
- 84 W.F. Brown u. J.E. Srawley: Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials. ASTM Special Technical Publication No. 410. Philadelphia 1966, American Society for Testing and Materials
- 85 Einführungskurs in die Bruchmechanik. Ernst-Mach-Institut der Fraunhofer-Gesellschaft, Freiburg/Brg. Juni 1969 (Scriptum)
- 86 M. Creager u. P.C. Paris: Int. Journ. Fracture Mechanics 3 (1967) S. 247-252
- 87 T.R. Beck: Electrochemistry in Stress Corrosion Cracking. NACE 1970 Corrosion Research Conference, Philadelphia 2./6.3.1970. Nat. Ass. Corr. Eng.
- 88 M.J. Blackburn, J. A. Feeny u. T.R. Beck: Stress Corrosion Cracking of Titanium Alloys. Document D1-82-1054, Boeing Scientific Research Laboratories, Seattle 1970
- 89 J. Bauschinger: Mitt. Mech. tech. Lab. d.k. TH München, Heft 13, 1886
- 90 M.O. Speidel: Current Understanding of Stress Corrosion Crack Growth in Aluminum Alloys. NATO Science Committee, Research Evaluation Conference, Ericeira/Portugal 29.3./2.4.1971

- 91 J.A. Feeny u.M.J. Blackburn: The Status of Stress Corrosion Cracking of Titanium Alloys in Aqueous Solutions. NATO Science Committee, Research Evaluation Conference, Ericeira/Portugal 29.3./2.4.1971
- 92 M.P. Kaplan, D.S. Cowgill, J.S. Fritzen, W.E. Krupp, S. Krystkowiak u. K.E. Weber: Corrosion 26 (1970) S. 7-14
- 93 M.v. Heimendahl: private Mitteilung, 1972
- 94 W. Gruhl: Z. Metallkde. 54 (1963) S. 86-91
- 95 S. B. Brummer u. F.H. Cocks: Corrosion 26 (1970) S. 257-259
- 96 A.S. Tetelman u.A.J. McEvily: Bruchverhalten technischer Werkstoffe. Übers. v. K.-J. Kremer u.P. Emrich. Düsseldorf 1971, Verlag Stahl-Eisen
- 97 J.R. Low Jr.: in: B.L. Averbach u. Mitarb.: Fracture. Hgg. v. M.I.T. New York 1959, J. Wiley & Sons. S. 68. zit. in [96]
- 98 G.M. Hoch, W.E. Krupp u. K.E. Weber: Experimental Techniques Used to Study Stress Corrosion Mechanisms in Aircraft Structural Alloys. International Passivity Meeting, Cambridge/England, Juli 1970
- 99 D. Brungs: Dissertation, RWTH Aachen 1969
- 100 D.E. Davies, J. P. Dennison u. M.L. Mehta: Evidence of Intergranular Corrosion in a High Purity Aluminum-Zinc-Magnesium-Alloy in Unstressed Condition. U.R. Evans-Int. Conf. on Localized Corrosion, Williamsburg 6./10.12.1971. NACE
- 101 A.J. Sedriks, J.A.S. Green u.D.L. Novak: Corrosion Process and Solution Chemistry Within Stress Corrosion Cracks in Aluminum Alloys. U.R.Evans-Int. Conf. on Localized Corrosion, Williamsburg 6./10.12.1971
- 102 Landolt-Börnstein: Zahlenwerte und Funktionen. Bd. 4: Technik, Teil 1. Berlin, 1955 6. Aufl., Springer-Verlag. S. 430
- 103 Diffusion Data 1 (1967) 2
- 104 Diffusion Data 4 (1970) 3
- 105 W. Eichenauer u.A. Pebler: Z. Metallkde. 48 (1957) S. 373/378
- 106 R.J. Gest u.A.R. Troiano: Hydrogen Embrittlement and Stress Corrosion Cracking in Aluminum Alloys. in: L'Hydrogene dans les Métaux. Congrès international, Paris 29.5./2.6.1972
- 107 J.O.M. Bockris u. M.A.V. Devanathan: Techn. Rep. No. 4 (1961) ONR 551 (22) NR 36-028
- 108 M.A.V. Devanathan u.Z. Stachurski: Proc. Roy. Soc. A 270 (1962) S. 90-102
- 109 R.M. Barrer: Trans. Farad. Soc. 35 (1939) S. 628

- 110 H.A. Daynes: Proc. Roy. Soc. A 97 (1920) S. 287-307
- 111 A.R. Troiano, R.F. Heheman u. J.H. Shively: Hydrogen Permeability and Stress Corrosion Cracking in Stable Austenitic Steel in: L'Hydrogène dans les Métaux. Colloque, Valduc 27./28.9.1967. Commissariat à l'Energie Atomique
- 112 K.-D. Joppien: Dissertation, TU Clausthal 1968
- 113 K. Hauffe: Reaktionen in und an festen Stoffen. Berlin 1966, Springer-Verlag
- 114 F.K. Naumann u. W. Carius: Arch. Eisenhüttenwes. 30 (1959) S. 361-370
- 115 J. O'M. Bockris u. P.K. Subramanyan: J. Electrochem. Soc. 118 (1971) S. 1114-1119
- 116 J. O'M. Bockris u. P.K. Subramanyan: Electrochim. Acta 16 (1971) S. 2169-2179
- 117 F.K. Naumann u. W. Carius: Arch. Eisenhüttenwes. 30 (1959) S. 283-292
- 118 A. Tross: Über das Wesen und den Mechanismus der Festigkeit. München 1966 Komm. VDI-Verlag
- 119 H.W. Hayden u. S. Floreen: Corrosion 27 (1971) S. 429-433
- 120 A.J. McEvily Jr., J.B. Clark u. A.P. Bond: ASM Trans. Quarterly 60 (1967) S. 661-671
- 121 W.R. Middleton u. R.N. Parkins: Corrosion 28 (1972) S. 88-94
- 122 D. Brungs, W. Gruhl u. W. Huppertz: Aluminium 47 (1971) S. 189-194
- 123 H. Gleiter u. E. Hornbogen: phys. stat. sol. 12 (1965) S. 251-264
- 124 H. Haberkorn, K. Hartmann u. V. Gerold: Verfestigungsmechanismen in Al-Zn- und Al-Ag-Legierungen. 5. Int. Leichtmetall-Tagung, Leoben 1968
- 125 F.J. Kievits u. A.J. Zuithoff: Aluminium 46 (1970) S. 760-764
- 126 K.G. Kent: Metals and Materials 4 (1970) S. 135-146 (Met. Rev. No. 147)
- 127 Y. Baba: Trans. Jap. Inst. Met. 11 (1970) S. 404-410
- 128 H. Kaesche: Habil.-Schrift, TU Berlin D. 83, Berlin 1962

Lebenslauf

Am 11. Dezember 1943 wurde ich, Jürgen Berggreen, in Potsdam als Sohn des heutigen Oberregierungsrates i.R. Dipl.-Ing. Hans Berggreen und seiner Ehefrau Gerda, geb. Schmidt, geboren.

Die Volksschule besuchte ich von 1949 bis 1950 in Bad Orb und von 1950 bis 1953 in München. Anschließend besuchte ich das Neue Realgymnasium in München und legte dort 1962 die Reifeprüfung ab. Vom Wintersemester 1962/63 an studierte ich an der Technischen Hochschule München Allgemeinen Maschinenbau und erhielt im Februar 1969 das Diplomzeugnis.

Seit März 1969 arbeitete ich am Max-Planck-Institut für Metallforschung in Stuttgart im Institut für Metallkunde als Doktorand bei Prof. Dr. H.-J. Engell an einer Arbeit über die Spannungsrißkorrosion der AlZnMg-Legierungen. Gleichzeitig war ich Student der Metallkunde an der Universität Stuttgart. Nach der Berufung von Prof. Dr. H.-J. Engell in die Leitung des Max-Planck-Instituts für Eisenforschung in Düsseldorf, setzte ich im Mai 1971 bei Prof. Dr. H. Kaesche am Institut für Werkstoffwissenschaften IV in Erlangen meine Arbeit fort. Seitdem bin ich gleichzeitig Student der Werkstoffwissenschaften in Erlangen.

Erlangen, im Februar 1973

Offsetdruck-Fotodruck

J. Hogl, 8520 Erlangen, Hauptstr. 109 (Nähe Martin-Luther-Platz) Tel. 22990